

N° d'ordre
498

THÈSES

présentées à la

FACULTÉ DES SCIENCES DE PARIS

pour obtenir

le titre d'Ingénieur-Docteur

par

Michel WEISZ

Ingénieur des Arts et Manufactures

1^{re} Thèse :

Étude métallographique de la formation du copeau d'usinage.

2^e Thèse :

Propositions données par la Faculté :

Influence de l'état physicochimique d'une surface métallique sur
certaines propriétés massiques.

Soutenues le 17 Juin 1955 devant la Commission d'Examen

Président : M. E. DARMOIS

Examineurs : MM. G. CHAUDRON

J. BENARD

N° d'ordre

498

THÈSES

présentées à la

FACULTÉ DES SCIENCES DE PARIS

pour obtenir

le titre d'**Ingénieur - Docteur**

par

Michel WEISZ

Ingénieur des Arts et Manufactures

1^{re} Thèse :

Étude métallographique de la formation du copeau d'usinage.

2^e Thèse :

Propositions données par la Faculté :

Influence de l'état physicochimique d'une surface métallique sur certaines propriétés massiques.

Soutenues le 17 Juin 1955 devant la Commission d'Examen

Président : M. E. DARMOIS

Examineurs : MM. G. CHAUDRON

J. BENARD

UNIVERSITÉ DE PARIS — FACULTÉ DES SCIENCES

Doyen M.J. PERÈS.

PROFESSEURS :

G. JULIA	T Analyse supérieure et Algèbre supérieure.	JANET	T Mécanique analytique et Mécanique céleste.
E. DARMOIS	T Enseignement de Physique.	PETIT	T Biologie maritime.
R. LEVY	T Physiologie comparée.	QUENEY	T Météorologie et dynamique atmosphérique.
FOCH	T Mécanique physique et expérimentale.	GALLIEN	T Embryologie.
PAUTHENIER	T Electronique générale.	EICHHORN	T Biologie végétale (P.C.B.).
De BROGLIE	T Théories physiques.	De CUGNAC	T Biologie végétale (P.C.B.).
JOB	T Chimie générale.	M ^{lle} CAUCHOIS	T Chimie physique.
PRENANT	T Anatomie et Histologie comparées.	THELLIER	T Physique du Globe.
GARNIER	T Géométrie supérieure.	AUDUBERT	T Electrochimie.
PERES	T Mécanique des fluides et applications.	L'HÉRITIER	T Génétique.
LAUGIER	T Physiologie générale.	GRIVET	T Radioélectricité.
M. CURIE	T Physique (P.C.B.).	PONCIN	T Mécanique des fluides.
BARRABE	T Géologie structurale et Géologie appliquée.	THIRY	T Mécanique appliquée.
G. DARMOIS	T Calcul des probabilités et Physiques Mathématiques.	DUBREIL	T Arithmétique et théorie des nombres.
J. BOURCART	T Géographie physique et Géologie dynamique.	QUELET	T Chimie organique.
M ^{me} JOLIOT-CURIE	T Physique nucléaire et Radioactivité.	CAGNIARD	T Géophysique appliquée.
PLANTEFOL	T Botanique.	CHAMPETIER	T Chimie macromoléculaire.
CABANNES	T Recherches physiques.	CUVILLIER	T Géologie structurale et Géologie appliquée.
GRASSE	T Evolution des êtres organisés.	JUNG	T Pétrographie.
PREVOST	T Chimie organique.	TRILLAT	T Chimie physique.
BOULIGAND	T Application de l'analyse à la Géométrie.	WIEMANN	T Chimie (M.P.C.).
CHAUDRON	T Chimie appliquée.	JACQUINOT	T Spectroscopie et Physique céleste.
WYART	T Minéralogie.	VASSY	Physique de l'atmosphère.
TEISSER	T Zoologie.	DESTOUCHES	Théories physiques.
MANGENOT	T Biologie végétale.	M. PRUVOST	T Géologie.
P. AUGER	T Physique quantique et relativité.	AMIEL	T Chimie (P.C.B.).
MONNIER	T Physiologie des fonctions.	HOCART	T Minéralogie.
PIVETEAU	T Géologie.	J.P. MATHIEU	T Physique (P.C.B.).
ROCARD	T Physique (E.N.S.).	COUTEAUX	T Biologie animale (P.C.B.).
H. CARTAN	T Mathématiques (E.N.S.).	MAY	T Biologie animale (P.C.B.).
LAFFITE	T Chimie générale.	CHOQUET	T Calcul différentiel et intégral.
FAVARD	T Mécanique générale.	FELDMANN	T Biologie (P.C.B.).
COULOMB	T Physique du globe.	GUINIER	T Physique (P.C.B.).
M ^{lle} COUSIN	T Biologie animale (P.C.B.).	JOST	T Biologie (P.C.B.).
CHRETIEN	T Chimie minérale	FORTET	T Calcul des probabilités.
P. DRACH	T Zoologie.	SCHWARTZ	T Méth. math. de la physique.
KASTLER	T Physique.	CHOUARD	T Physiologie végétale.
EPHRUSSI	T Génétique.	MALAVARD	T Aviation.
WURMSER	T Biologie physico-chimique.	BRELOT	T Calcul différentiel.
RIVIÈRE	T Géologie (S.P.C.N.).	NORMANT	T Chimie (P.C.B.).
GAUTHERET	T Biologie végétale (P.C.B.).	BENARD	T Chimie (P.C.B.).
LUCAS	T Physique.	BUVAT	T Botanique (E.N.S.).
A. THOMAS	T Biologie cellulaire.	DUGUE	T Statistiques mathématiques.
ARNULF	T Optique appliquée.	GELOSO	T Chimie (S.P.C.N.).
MAX MORAND	T Physique.	SOULAIRAC	T Psychophysiologie.
SOLEILLET	T Physique.	ULRICH	T Physiologie végétale.
FORTIER	T Mécanique expér. des fluides.	MARÉCHAL	T Optique théor. et appliquée.
DANJON	T Astronomie.	KIRRMANN	T Théories chimiques.
FROMAGEOT	T Chimie biologique.	CHADEFAUD	T Botanique.
LAPORTE	T Physique générale et Radioactivité.	DESTRIAU	T Physique (M.P.C.).
		M ^{lle} Le BRETON	T Physiologie générale.
		SALEM	T Mathématiques générales.
		ESCLANGON	T Physique (P.C.B.).
		LELONG	T Mathématiques générales.

Secrétaire Général Ch. MONIER.

A ma mère,

*A Monsieur le Professeur Paul Bastien,
qui a inspiré ce travail et a bien voulu en diriger le développement,
j'exprime ici ma profonde gratitude.*

A l'Institut de Recherches de la Sidérurgie qui a subventionné ces recherches, mes plus sincères remerciements.

Monsieur Champetier, Directeur de la Station d'Essais de Machines-Outils qui a mis à ma disposition les ressources de son laboratoire, Monsieur Martinaud, chargé de la Section Coupe des Métaux et ses Adjointes dont les conseils me furent précieux, trouveront ici l'expression de ma vive reconnaissance.

PRÉFACE

Le mécanisme de formation du copeau dans la coupe des métaux a attiré, depuis de nombreuses années, l'attention des chercheurs, mais il semble bien que l'on puisse dire que ce sont plutôt des mécaniciens que des métallurgistes qui se sont penchés sur le problème : ceci explique le caractère de la plupart des publications faites dans ce domaine.

Nous avons publié, en 1940, avec M. A. Portevin, des observations sur les déformations plastiques dans les copeaux provenant de l'usinage des métaux et montré, en particulier, comment l'étude macro et micrographique de copeaux usinés dans des aciers à structure initialement rubannée peut apporter des renseignements nouveaux, en mettant en évidence, en particulier, l'existence possible de mouvements à allure tourbillonnaire de la matière.

Cette technique d'investigation paraissant pouvoir être fructueuse, elle a été reprise, sur nos conseils, par M. M. Weisz à l'occasion d'un travail de thèse d'ingénieur-docteur, dans les laboratoires de physique des métaux de l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures. M. Weisz, avec beaucoup de bonheur, a complété les investigations métallographiques par des mesures précises de pression et de température de coupe et par des études aux rayons X du métal déformé du copeau obtenu, avec pour but de mieux connaître le mécanisme de l'usinage des métaux et de trouver des critères d'usinabilité.

Ces recherches ont permis tout d'abord de préciser le mécanisme de formation de l'arête rapportée et de conclure que l'arête rapportée est due à une rupture de cisaillement d'un certain volume de copeau, à une température où le matériau présente une tendance accrue à la déformation hétérogène. Ceci a ensuite ouvert le chemin à la détermination, importante pour la régularité de la coupe et l'état de surface de la pièce usinée, des conditions de stabilité de l'arête rapportée.

Enfin, il restait à rechercher, dans cet ordre d'idées, les relations existant entre les structures fibreuses des copeaux d'usinage et le mécanisme de déformation dans la coupe. Les investigations, principalement poursuivies avec l'aide de la diffraction des rayons X qui s'est révélée une technique particulièrement fructueuse dans ce domaine, ont permis d'atteindre des résultats nouveaux montrant que le schéma de la coupe, habituellement considérée comme un glissement simple de plans, n'est qu'une approximation, car il ne saurait donner lieu à une orientation privilégiée des cristaux.

Ceci a conduit à retrouver la forme générale de relations entre les trois variables essentielles de la coupe qui avaient été déjà proposées, mais sans base physique. Dans le travail de M. Weisz au contraire, travail conduit avec l'optique d'un métallurgiste et d'un physicien, l'analyse du phénomène par les rayons X aboutit, pour la première fois, à une relation ayant une base cristallographique entre les trois variables fondamentales des phénomènes d'usinage par coupe des métaux.

Ces recherches ont pu être menées à bien grâce à l'appui matériel important de l'Institut de Recherches de la Sidérurgie et de la Société d'Etude de la Machine-Outil ; nous prions ces organismes de bien vouloir trouver ici l'expression de notre gratitude.

Paul BASTIEN,
Directeur de la Recherche Scientifique
et Professeur à l'Ecole Centrale des
Arts et Manufactures.

TABLE DES MATIÈRES

CHAPITRE I : INTRODUCTION

Définition du problème. Données et inconnues	5
— Etude de la déformation principale. Solutions proposées dans la littérature.	
A — Théories basées sur le principe du travail minimum	7
B — Théories basées sur l'étude de la répartition des contraintes dans le copeau	8
Conclusions : plan de l'étude	9
— Etude de la déformation de frottement. Application pratique : étude de l'influence de la teneur en soufre sur l'usinabilité	10

CHAPITRE II : TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET MISE AU POINT DE METHODES ET D'APPAREILS

— <i>Essais d'usinage</i>	
1) Conduite des essais	15
2) Mesure des deux composantes de l'effort de coupe	17
3) Mesure de la déformation du copeau	18
4) Mesure de la température de coupe	
a) Température du copeau par mesure du rayonnement infra-rouge émis Θ_1	18
b) Température de l'interface outil-copeau Θ_2	22
c) Température de l'outil par mesure du rayonnement infra-rouge émis	23
— <i>Essais mécaniques</i>	
1) Essais de traction statiques et dynamiques. Enregistrement simultané de l'effort et de la déformation	24
2) Essais de torsion statiques et dynamiques. Enregistrement simultané du couple et de la déformation, torsion pure, torsion + compression	25
— <i>Techniques métallographiques</i>	
Micrographie optique	28
Microdureté	28
Radiocristallographie. Etude des orientations privilégiées	29

CHAPITRE III : ETUDE DU MECANISME DE DEFORMATION PRINCIPAL RESULTATS ET DISCUSSION

1 ^{re} PARTIE : Etude des orientations privilégiées du copeau d'usinage et de leurs conséquences	
A — Cas d'aciers ferritiques	51
B — Cas d'alliages cristallisant dans le système de cubes à faces centrées	54
— Discussion des résultats	55
— Interprétation des résultats	
1) Forme de la région d'écoulement plastique et mécanisme de la déformation	57
2) Consolidation dans la coupe des métaux	58

3) Détermination de l'épaisseur du copeau	58
— Vérifications expérimentales — validité et limites des relations proposées	60
C — Cas des métaux cristallisant dans le système hexagonal compact	62
Etude du zinc et du magnésium commercialement purs	63
Conclusions	64
2° PARTIE : Comparaison entre l'état de consolidation du copeau d'usinage et celui obtenu par des modes de sollicitations classiques	
A — Comparaison avec l'essai de traction	64
Coordonnées généralisées de contraintes et déformation	64
Résultats expérimentaux	66
Comparaison des travaux de déformation plastique	68
Variation de l'énergie de cisaillement avec l'avance	69
B — Comparaison avec l'essai de torsion	
Torsion pure	71
Torsion + Compression	71
Résumé et conclusion du chapitre III	72
CHAPITRE IV : ETUDE DE LA DEFORMATION DE FROTTEMENT	
RESULTATS ET DISCUSSION	
1 ^{re} PARTIE : Etude de la déformation de frottement sur un exemple	105
— Formation d'un copeau discontinu dans l'acier	106
— Formation de l'arête rapportée	107
— Stabilité de l'arête rapportée	107
Etude de la transition avec le copeau absolument continu	109
Discussion des résultats	
— 1 ^{re} hypothèse, la formation de l'arête rapportée est liée au phénomène de vieillissement pendant écrouissage	111
— 2 ^e hypothèse, la relation avec la susceptibilité à la déformation hétérogène	113
2° PARTIE : Vérifications sur d'autres alliages. Influence des conditions de coupe	
a) Cas d'un alliage léger	114
b) Cas d'un acier inoxydable 18 - 8	115
c) Cas d'un acier doux calmé	116
Conclusions	117
3° PARTIE : Application à l'étude de l'influence de la teneur en soufre sur l'usinabilité d'un acier mi-doux au carbone	
— Définitions de l'usinabilité	118
— Influence du soufre sur les caractéristiques de frottement, coefficient de frottement, énergie de frottement, température de frottement	119
— Influence du soufre sur la stabilité de l'arête rapportée	121
Constatations expérimentales	
Vérification des critères proposés	
Conclusion : Influence de la teneur en soufre sur l'usure de l'outil	122
Influence de la teneur en soufre sur la température de l'outil	123

CHAPITRE I

INTRODUCTION

On peut envisager l'usinage des métaux de deux points de vue :

L'usineur s'intéressera surtout à l'usinabilité du matériau. Il s'agit là d'une notion complexe où interviennent au moins quatre facteurs qui sont :

U_A — l'usure de l'outil ;

U_B — l'état de surface de la pièce usinée ;

U_C — la puissance consommée ;

U_D — la commodité d'évacuation des copeaux ;

de telle sorte qu'il n'est pas possible de caractériser l'usinabilité par un chiffre unique. Pratiquement l'usineur choisit empiriquement les conditions géométriques de coupe les plus favorables au facteur jugé important pour un travail déterminé.

On peut aussi se préoccuper plus directement du fait physique lui-même : la formation du copeau d'usinage. On peut aborder ce problème sous l'angle de disciplines diverses :

— théorie de la plasticité ;

— thermodynamique ;

— physique du métal.

Au cours du travail que nous présentons ici, nous nous sommes tout d'abord attachés à l'étude des mécanismes de formation du copeau et de frottement du copeau sur l'outil de façon générale. Nous avons ensuite tenté de relier nos résultats aux données pratiques de l'atelier en recherchant notamment l'explication de l'influence de la teneur en soufre de l'acier sur l'amélioration de certains aspects de l'usinabilité constatée dans la pratique.

Avant de décrire les méthodes que nous avons employées et les résultats auxquels nous sommes parvenus, nous croyons utile de bien poser le problème, d'en dégager clairement les inconnues et de faire l'inventaire critique des solutions proposées dans la littérature.

♦♦

DÉFINITION DU PROBLÈME

Au cours de l'usinage, une couche superficielle du métal est déplacée par un outil en forme de dièdre qui est astreint à se déplacer parallèlement à la surface du métal à une profondeur déterminée « a » de celle-ci.

L'expérience montre qu'on peut obtenir ainsi trois types de copeaux que nous repérerons de la façon suivante :

Copeau I : discontinu.

Copeau II : continu avec arête rapportée.

Copeau III : continu.

Nous laisserons provisoirement de côté les types (I) et (II) et examinerons tout d'abord le type (III) le plus simple. Nous nous limiterons au cas dit de la coupe orthogonale où l'arête de l'outil est perpendiculaire à son mouvement d'avance et où le matériau usiné est, dans le cas du tournage, sous forme d'un tube dont l'épaisseur définit la profondeur de passe (fig. 1a). On peut admettre alors que la déformation est plane (fig. 1b).

L'expérience montre que la déformation plastique est localisée dans deux zones :

- une déformation principale dans la zone (1) qui forme le copeau d'usinage ;
- une déformation de frottement le long de AC (fig. 1 b) (*).

* *

ÉTUDE DE LA DÉFORMATION PRINCIPALE

Pour simplifier on peut admettre que le frottement entre le copeau et l'outil peut être représenté par un coefficient μ correspondant à un angle de frottement $\beta = \text{Arc tg } \mu$. On considérera par la suite plutôt l'angle $\beta' = \beta - \alpha$ où α est la pente d'affûtage de l'outil (fig. 1b) car β' représente l'angle que fait avec la surface du métal la résultante générale de l'effort de coupe.

Les données du problème sont alors les valeurs α , β' et l'avance a ainsi que la loi de consolidation du métal supposée déterminée par un essai classique.

Il faut noter que β est une donnée qui est fonction du matériau usiné et de l'outil.

On peut poser à priori que les inconnues du problème sont les suivantes :

- 1) la forme de la région d'écoulement plastique ;
- 2) la répartition des contraintes dans le copeau sur la face AC de l'outil ;
- 3) l'épaisseur du copeau.

Nous examinerons maintenant quelles solutions ont été proposées. La solution intégrale du problème tel que nous l'avons posé n'est pas connue. Les solutions habituellement proposées partent d'une hypothèse sur la forme de la région d'écoulement plastique. On a pu, en effet, montrer expérimentalement par l'examen micrographique de copeaux adhérant à la pièce, que l'écoulement plastique avait lieu dans une bande très étroite et seulement légèrement incurvée. Sur cette base on a généralement admis que la déformation consistait en un cisaillement simple analogue au glissement d'un jeu de cartes le long d'un plan faisant l'angle Φ avec la surface de la pièce (fig. 1b).

De la géométrie de la figure 1b il résulte que :

$$\frac{a}{e} = r = \frac{\sin \Phi}{\cos (\Phi - \alpha)} \quad \text{où } r = \text{rapport de coupe} \quad (1)$$

Il en résulte que :

$$\text{tg } \Phi = \frac{r \cos \alpha}{1 - r \sin \alpha}, \quad \text{qui permet de déterminer } \Phi. \quad (2)$$

On peut également calculer la déformation de cisaillement (fig. 1c) :

$$\gamma = \cotg \Phi + \text{tg } (\Phi - \alpha). \quad (3)$$

Soient F_C et F_T les composantes de l'effort qui est appliqué à l'outil. F_C est parallèle à la surface du métal et F_T lui est perpendiculaire. La résultante fait l'angle β' avec la surface du métal et $\text{tg } \beta' = \frac{F_T}{F_C}$ (4)

Le coefficient de frottement apparent peut donc être déduit des valeurs expérimentales de l'effort de coupe.

Soit k la contrainte de cisaillement dans le plan AB après la déformation γ . Si l'on admet à chaque instant l'équilibre des efforts, nous pouvons calculer :

$$k = \frac{\sin \Phi}{a \times p} (F_C \cos \Phi - F_T \sin \Phi) \quad (5)$$

où p = profondeur de passe.

(*) Les figures sont groupées en fin de chaque chapitre.

La valeur moyenne q de la contrainte de compression sur le plan AB est telle que :

$$q = k \operatorname{tg} (\Phi + \beta'). \quad (6)$$

On peut également calculer le travail de cisaillement par unité de volume de métal usiné :

$$W_s = k \times \gamma \quad (7)$$

et le travail de frottement par unité de volume de métal usiné :

$$W_f = \frac{r}{a \times p} (F_T \cos \alpha + F_C \sin \alpha) \quad (8)$$

Le travail total :

$$W_c = W_s + W_f = \frac{F_C}{a \times p} \text{ peut aussi s'écrire :} \quad (9)$$

$$W_c = \frac{k \cos \beta'}{\sin \Phi \cos (\Phi + \beta')} \quad (9')$$

W_s , W_f et W_c s'expriment en kg/mm^2 .

Ces différentes formules sont les conséquences immédiates de l'hypothèse simple qu'on a faite sur la forme de la région d'écoulement plastique. Il faut maintenant déterminer les autres inconnues du problème. Il faut en particulier calculer l'épaisseur du copeau c'est-à-dire relier l'angle Φ aux données de même dimension, soit β et α ou toute autre combinaison sans dimension.

On peut classer les théories proposées en deux groupes distincts :

A. — Théories basées sur le principe du travail minimum (Ernst Merchant, Piispanen).

Ces auteurs ont admis que Φ est tel que W_c est minimum soit :

$$\frac{\partial W_c}{\partial \Phi} = 0 \quad \cos (2\Phi + \beta - \alpha) = \frac{1}{k} \frac{\partial k}{\partial \Phi} \sin \Phi \cos (\Phi + \beta'). \quad (10)$$

Si l'on admet que $k(\Phi)$ — c'est-à-dire, d'après (3), $k(\gamma)$ — est une fonction connue, on connaît $\frac{\partial k}{\partial \Phi}$ et le problème est théoriquement résolu. Or, la courbe de consolidation dans la coupe n'a pas été déterminée expérimentalement et doit être considérée en réalité comme une inconnue supplémentaire.

Ernst, Merchant, Piispanen ont tourné la difficulté en admettant que la courbe effort/déformation est dans la coupe une parallèle à l'axe γ . Autrement dit : $\frac{\partial k}{\partial \Phi} = 0$. Ceci est une opinion assez communément répandue dans la littérature (Drucker, Merchant, Trigger [1], [2], [3]).

Ces auteurs admettent que la zone de déformation plastique étant très étroite (de l'ordre de $\frac{a}{20}$ d'après Drucker pour $\alpha = +15^\circ$) la vitesse de déformation est très grande (10^4 mm/s).

L'évolution de la forme de la courbe de consolidation du métal avec la vitesse de déformation serait celle de la *figure 2* et aux très grandes vitesses on obtiendrait pratiquement $k = \text{constante}$, c'est-à-dire que la consolidation serait nulle (*). Cette hypothèse paraît contradictoire avec les mesures expérimentales de dureté des copeaux qui sont deux à trois fois plus élevées que celles de la pièce. Cette anomalie s'expliquerait d'après Trigger [3] de la façon suivante :

Le durcissement du métal est dû à l'interaction des dislocations. Si la vitesse de déformation est très grande, il est possible « que les plans de glissement adjacents à l'un dont le glissement est déjà effectué se déclenchent avant que les dislocations puissent interagir et bloquer leur mouvement. Il en résulte que l'effet de consolidation peut disparaître pendant le très court intervalle de temps où se produit la déformation ».

Dans cette hypothèse la relation (10) devient :

$$2\Phi + \beta - \alpha = \frac{\pi}{2}. \quad (11)$$

Il se trouve que cette formule rend assez mal compte des valeurs expérimentales de Φ . Cet écart expé-

(*) Cette opinion est controversée en particulier par M.-C. Shaw [7].

rimental ne peut provenir du fait que l'on a supposé que $\frac{\partial k}{\partial \Phi} = 0$ car si on admet que $\frac{\partial k}{\partial \Phi}$ est positif, on peut voir que l'écart avec l'expérience est encore plus grand. Ernst et Merchant ont alors introduit l'hypothèse supplémentaire de k était une fonction linéaire de q :

$$k = k_0 + \lambda q.$$

Ecrivant à nouveau que $\frac{\partial Wc}{\partial \Phi} = 0$ en remplaçant dans l'expression de Wc , k et q par leur valeur, il vient :

$$2\Phi + \beta - \alpha = C \quad (12)$$

avec $C = \text{Arc tg } \lambda$.

Ce coefficient C est déterminé expérimentalement pour chaque essai de coupe et il semble que pour un acier déterminé il soit à peu près constant à condition d'adopter des conditions géométriques de coupe variant dans des limites assez restreintes.

D'autre part il faut noter que les valeurs de C déterminées par des essais de coupe sont très sensiblement inférieures aux valeurs déterminées par des essais de torsion avec compression axiale variable suivant une méthode due à Bridgman [4].

B. — Théories basées sur l'étude de la répartition des contraintes dans le copeau.

Toutes ces théories admettent que la coupe consiste en un cisaillement simple.

Théorie de Lee et Shaeffer [5] :

Ces auteurs ont supposé :

a) que le matériau usiné ne consolidait pas au cours de la coupe.

b) que le plan de cisaillement est suivant une direction de cisaillement maximum.

Ils ont ainsi déterminé le champ de contraintes ABC indiqué sur la *figure 4a*. Cette région ABC serait soumise à un état de contraintes élastiques uniforme, ce qui signifie que les contraintes en chaque point peuvent être représentées par un cercle de Mohr unique (*fig. 4b*). Le point a de la *figure 4b* correspond aux contraintes sur la face AB de la *figure 4a*, c'est-à-dire sur le plan de cisaillement. Le point d donne l'état des contraintes sur la face de l'outil et l'on détermine aisément sur le cercle de Mohr que :

$$\Phi + \beta - \alpha = \frac{\pi}{4}. \quad (13)$$

Ces auteurs ont également étudié théoriquement le cas où une arête rapportée était présente sur l'arête de l'outil. Celle-ci est provoquée par une accumulation du métal de la pièce sur la pointe de l'outil A laquelle joue le rôle d'un véritable outil rapporté au premier. La géométrie de ce pseudo-outil est complexe. Lee et Shaeffer ont supposé que sa face d'attaque était circulaire et ont déterminé dans cette hypothèse le champ de contrainte correspondant. Il comprend cette fois-ci deux parties (*fig. 5a*) :

— une région ABC soumise à une contrainte élastique uniforme ;

— une région ABD où les lignes de contrainte de cisaillement maximum sont des arcs circulaires et des rayons.

Dans la région ACBD la contrainte de cisaillement en chaque point suivant une direction définie est la même mais la contrainte perpendiculaire varie avec l'angle Θ (*fig. 5a*), de sorte que l'état de contrainte dans ACBD peut encore être représenté par un seul cercle de Mohr dont l'origine est fonction de Θ (*fig 6*) et l'on aboutit dans ce cas à la relation :

$$\Phi - \beta - \alpha - \Theta = \frac{\pi}{4}. \quad (14)$$

où Θ est un coefficient caractérisant la dimension de l'arête rapportée et difficilement mesurable.

Il se trouve que les valeurs expérimentales indiquées par Merchant [1] correspondent à des essais où l'on n'observait pas d'arête rapportée, correspondent mieux à la relation (14) qu'à la relation (13), à condi-

tion de donner à Θ des valeurs numériques variant de 2° jusqu'à 10° . Les auteurs attribuent cette anomalie au fait que l'arête rapportée devait être trop petite pour être observable.

Théorie de Hucks [6] :

Les hypothèses de cet auteur étaient les suivantes :

- 1) Le plan de cisaillement est suivant une contrainte de cisaillement maximum.
- 2) L'état de contrainte dans la partie du copeau qui transmet l'effort de coupe est uniforme et tel que la contrainte normale sur la face b (*figure 6a*) est nulle. Le cercle de Mohr représentant cet état uniforme de contrainte est présenté *figure 6b*. On voit alors que :

$$\Phi + \omega - \alpha = \frac{\pi}{4} \quad (15)$$

$$\omega = \frac{1}{2} \text{ Arc tg } 2 \mu .$$

Il a généralisé cette formule en introduisant l'influence de la contrainte normale de cisaillement sous la forme suivante : il admettait que l'enveloppe des cercles de Mohr correspondant à différentes valeurs de $\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}$ est assimilable à deux droites et que le point de contact de l'enveloppe avec le cercle de Mohr donne les conditions de contrainte limite provoquant l'écoulement plastique (point A_1 de la *figure 7*).

Dans ces conditions, la relation (15) donne :

$$\Phi + \omega - \alpha = \varphi. \quad (16)$$

φ dépend du matériau et est de l'ordre, d'après les résultats de Rös et Eichinger, de :

- 45° pour l'acier ;
- 37° pour le bronze d'aluminium ;
- 27° pour les duralumins ;
- 37° pour le cuivre et le zinc.

Théorie de M. C. Shaw [7] :

Les hypothèses de cet auteur étaient les suivantes :

- 1) Le coefficient de frottement ($\text{tg } \beta$) n'est pas indépendant de l'angle de cisaillement Φ .
- 2) Le plan de cisaillement n'est pas suivant la contrainte de cisaillement maximum mais fait un angle η avec celle-ci. Cet angle η traduit le degré d'interaction entre Φ et β .
- 3) La région entre le plan de cisaillement et la face de l'outil (région ABC de la *figure 1b*) est soumise à un état de contrainte homogène.

Ceci revient à modifier la théorie de Lee et Shaeffer et se traduit par la relation :

$$\Phi + \beta - \alpha - \eta = \frac{\pi}{4} . \quad (17)$$

Conclusions de l'étude bibliographique.

Si nous nous sommes étendus un peu longuement sur la revue des différentes théories traitant du mécanisme de la formation du copeau d'usinage, c'est qu'à notre avis elle pose directement ou indirectement les problèmes essentiels sur lesquels nous baserons notre plan d'étude.

Nous avons noté au début de ce chapitre les trois inconnues qui se posaient a priori et vu que l'ensemble des chercheurs s'accordaient à admettre :

- 1) que la région d'écoulement plastique est sensiblement plane et d'épaisseur faible.
- 2) que la répartition des contraintes dans la partie du copeau qui transmet l'effort de coupe est homogène et que leur intensité est inférieure ou égale à la valeur k de la contrainte de cisaillement dans la région plastique.

Les avis diffèrent par contre sur :

3) la forme mathématique de la répartition des contraintes sur la face de l'outil.

4) la loi de consolidation qui régit le glissement plastique dans la coupe et l'influence de la température sur cette loi.

5) l'effet possible de la contrainte de compression normale au plan de cisaillement sur la contrainte de cisaillement.

6) le critère physique permettant de relier de façon cohérente à l'expérience, la direction du glissement avec la direction de l'effort résultant.

Notre plan comptera donc l'étude des points (1), (4), (5) et (6) qui sont à notre avis les plus accessibles à l'expérience. Nous aurons à mesurer :

a) Φ , F_c , F_T , et à calculer β' , β , γ , k , q , W_s et W_f .

b) la température de la zone de déformation principale.

Nous étudierons aussi l'état déformé, c'est-à-dire le copeau, par micrographie optique, microdureté et analyse radiocristallographique des structures orientées.

Nous comparerons enfin l'état de consolidation du copeau à celui obtenu par des modes de sollicitation classiques :

— traction lente et par choc et à différentes températures.

— torsion lente et par choc, avec ou sans compression axiale.

en utilisant deux systèmes de représentation généralisée des contraintes et des déformations, l'un proposé par Lapsley, Grassi et Thomsen [8], l'autre par M.C. Shaw [9].

* *

ÉTUDE DE LA DÉFORMATION DE FROTTEMENT

Un cas particulier intéressant de déformation de frottement est celui qui a trait à la formation et à la stabilité de l'arête rapportée.

Relativement peu de travaux ont été publiés sur la question. Citons l'étude analogique de Eugène [10], une étude de Saurin sur l'auto-usinage [11]. Au cours de la seconde partie, nous tenterons de dégager les modalités de formation de l'arête rapportée dans le cas de plusieurs alliages, et les critères de sa stabilité morphologique.

A titre d'application pratique, nous étudierons l'effet d'une addition de soufre dans le cas d'un acier à moyen carbone, sur les propriétés de la déformation de frottement et en particulier sur la stabilité de l'arête rapportée. La plus récente étude de base dont nous ayons connaissance sur ce sujet est un travail de Merchant [12]. D'après cet auteur, le rôle du soufre s'expliquerait de la façon suivante :

A la température de contact entre le copeau et l'outil les inclusions de sulfure, dont le point de fusion est bas, ont tendance à s'écraser entre l'outil, formant ainsi une couche mince quasi-visqueuse de faible résistance au cisaillement, ce qui diminuerait le coefficient de frottement et, évitant le contact entre le copeau et l'outil, prolongerait la durée de ce dernier.

Il nous a paru utile de vérifier ces conclusions en élargissant la gamme des variables étudiées par Merchant (pentes d'affûtage, avances) et en cherchant à hiérarchiser l'importance des différents facteurs susceptibles de différencier le comportement à la coupe d'un acier avec et sans addition de soufre, ce qui nous a permis d'aboutir à une interprétation un peu différente.

Fig. 1. — Schéma de la coupe orthogonale.

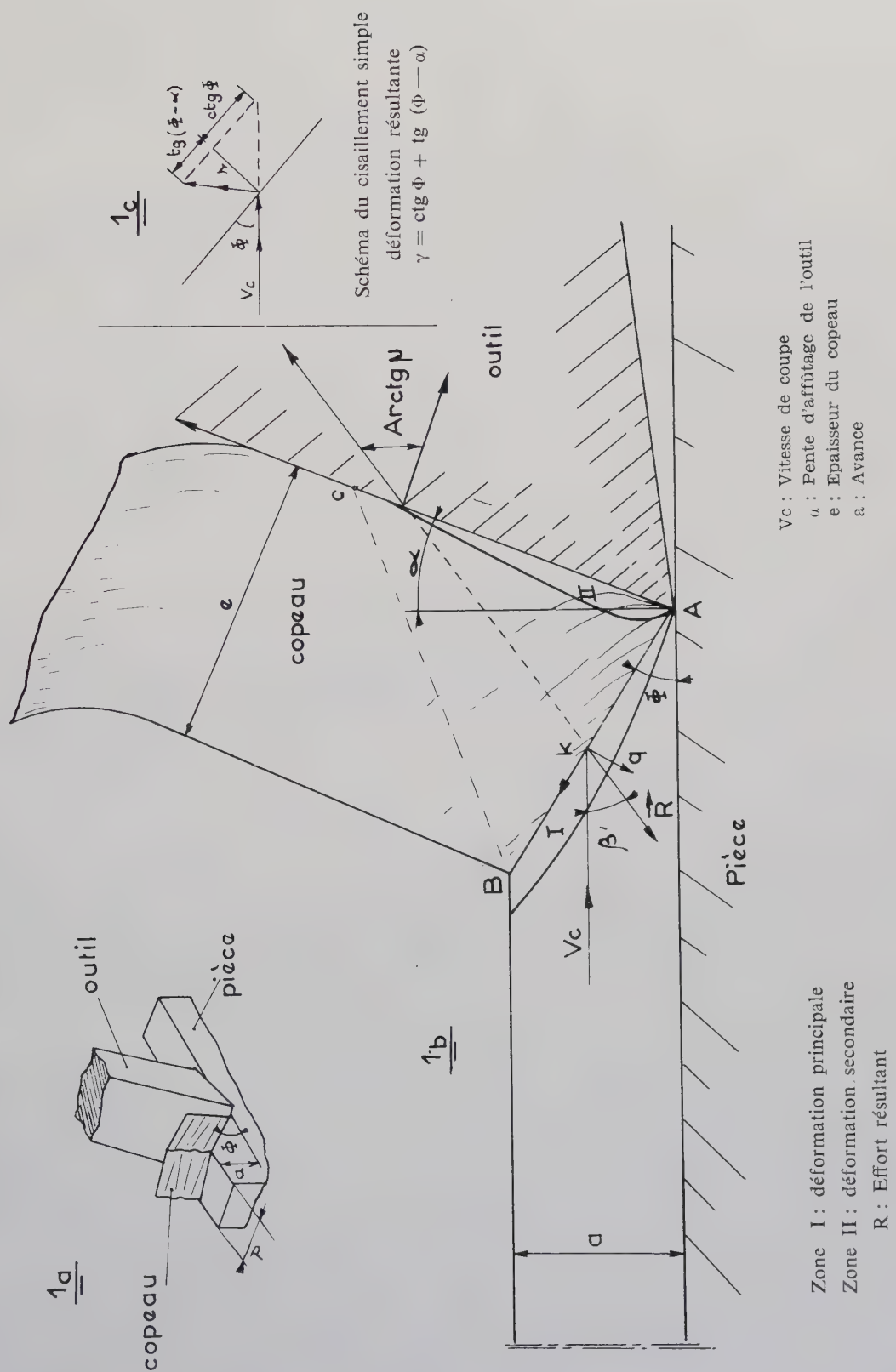
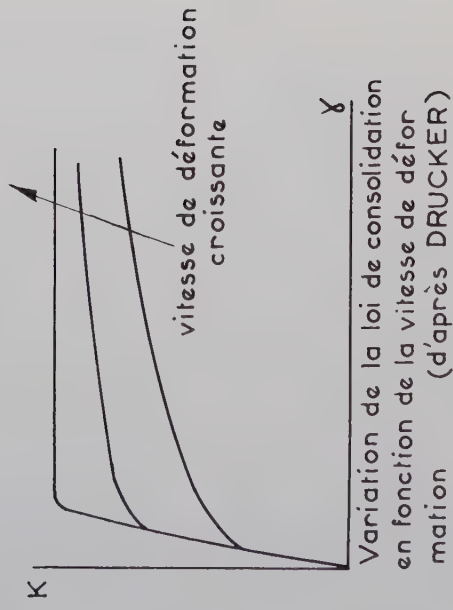
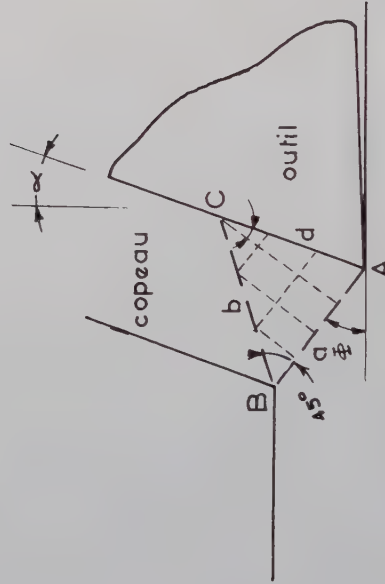


FIG:2



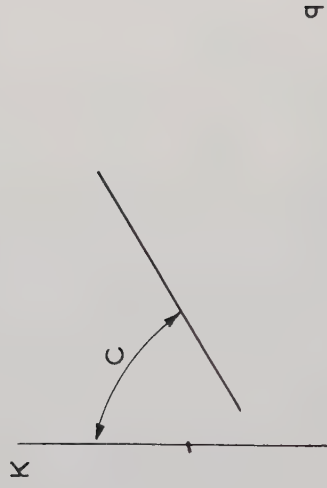
Variation de la loi de consolidation en fonction de la vitesse de déformation (d'après DRUCKER)

FIG:4a



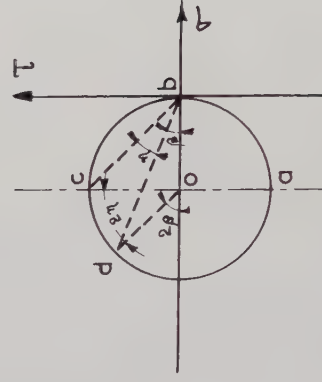
Champ des contraintes dans le copeau solution de (LEE et SHAFER)

FIG:3



Relation entre la contrainte de cisaillement k et la contrainte normale q dans la coupe (d'après PIISPANEN et MERCHANT)

FIG:4b



Cercle de MOHR correspondant

The diagram illustrates the visual system of a fish. It shows a cross-section of the head with the eye at the front and the optic tectum at the back. The visual field is represented by a shaded area in front of the eye. The visual axis is the line of sight from the eye to the center of the visual field. The visual angle is the angle subtended by the visual field at the eye. The diagram also shows the line of sight and the visual angle.

FIG: 6d



Enveloppe de CAQUOT

Champ des contraintes dans un copeau continu
solution H.HUCKS

R É F É R E N C E S

- [1] M.E. Merchant. Basic mechanics of metal cutting process. *Journal of Applied Physics*, 16, n° 5, (1945), p. 267-275, n° 6, (1945), p. 318-324.
- [2] D.C. Drucker. An analysis of the mechanics of the metal cutting. *Journal of Applied Physics*, 20, (1949), p. 1013-1021.
- [3] B.T. Chao, K.J. Trigger, L.B. Zylstra. Thermophysical aspects of metal cutting. *Trans. A.S.M.E.* (août 1952), p. 1039-1054.
- [4] P.W. Bridgman. On the torsion combined with compression. *Journal of Applied Physics*, 14, (1943), p. 273-283.
- [5] E.H. Lee, B.W. Shaeffer. The theory of plasticity applied to a problem of machining. *Journal of Applied Mechanics*, 18, n° 4, (1951), p. 405-413.
- [6] H. Hucks. Plastizitätsmechanische Grundlagen und Kerngrößen der Zerspannung. Dr. Ing. Dissertation. Technische Hochschule, Aix-la-Chapelle (février 1951).
- [7] M.C. Shaw, N.H. Cook, I. Finnie. The shear angle relationship in metal cutting. *Trans. A.S.M.E.*, (février 1953), p. 273-288.
- [8] J.T. Lapsey Jr., R.C. Grassi, E.G. Thomsen. *Trans. A.S.M.E.*, (octobre 1950), p. 979-986.
- [9] E.R. Marshall, M.C. Shaw. — The determination of flow stress from a tensile specimen. *Trans. A.S.M.*, 44, p. 717-719.
- [10] F. Eugène. *Revue de Métallurgie*, 49, (avril 1952), p. 267-282.
- [11] Saurin. Colloques de l'Institut Supérieur des Matériaux et de la Construction Mécanique du 11 mai 1953.
- [12] M.E. Merchant, N. Zlatin. Basic reasons for good machinability of free machining steels. *Trans. A.S.M.*, (1948), 41, p. 647-677.
- [13] A. Portevin, P. Bastien. *Revue de Métallurgie*, 1941, 38, p. 165.

CHAPITRE II

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET MISE AU POINT DE MÉTHODES ET D'APPAREILS

Au cours de ce chapitre, nous décrirons les méthodes que nous avons employées et les dispositifs et appareils spéciaux que nous avons construits et mis au point.

En ce qui concerne les méthodes classiques, nous croyons devoir insister sur les précautions à prendre lors de la conception et l'emploi des appareils, ainsi que sur la conduite des essais d'usinage et la précision des mesures. On trouve en effet peu de renseignements à ce sujet et nous avons dû consacrer un certain temps à déterminer les conditions optima des essais.

Pour la conception de dispositifs nouveaux, nous avons été guidés par un souci constant de simplicité et d'économie. Nous les avons toujours conçus en fonction des appareils d'enregistrement et de mesure que la Direction de la SEMO mettait aimablement à notre disposition (meuble d'enregistrement oscillographique à quatre voies, ponts de mesure SEXTA, voltmètre électronique Philips, etc.).

ESSAIS D'USINAGE

Leur caractère général est d'exiger une longue préparation et par contre des lectures rapides au cours de l'essai lui-même.

1. — Conduite des essais d'usinage.

Choix du mode d'usinage.

Nous avons vu dans un chapitre précédent pour quelles raisons théoriques nous avons choisi de travailler en coupe orthogonale. Ce choix présente un avantage pratique. Il élimine en effet une composante de l'effort très incommode à mesurer, celle qui tend à refouler l'outil dans le cas de l'usinage conventionnel où l'arête de l'outil fait un angle différent de $\frac{\pi}{2}$ avec l'axe de la pièce tournée. Pour usiner en coupe orthogonale, certains auteurs se contentent de fixer l'arête de l'outil perpendiculairement à son mouvement d'avance. En fait, pour ne pas user exagérément la pointe de l'arête (*fig. 1*), on est conduit à lui donner un léger rayon ce qui fait que dans cette partie on n'est pas rigoureusement en coupe orthogonale. D'autre part, dans l'approximation de cette méthode, on ne peut pas étudier le cas des fortes avances. La façon correcte et rigoureuse est d'opérer sur une pièce tubulaire et ceci est le gros inconvénient de la coupe orthogonale à cause de l'augmentation nécessaire de la durée des essais.

On peut en effet opérer de deux façons :

— soit en usinant un tube sans soudure, ce qui n'est applicable que dans les cas d'alliages utilisés industriellement sous cette forme (nous avons utilisé ce mode opératoire pour l'étude d'un alliage austénitique

18-10 à bas carbone et du zinc commercialement pur). Les inconvénients de cette façon d'opérer sont les suivants :

- Il est difficile et long de faire « tourner rond » un tube.
- On est obligé de renforcer par un disque épais la partie du tube qui est prise dans les mors du mandrin.
- On doit travailler « en l'air », ce qui oblige à n'utiliser que des tronçons de tube assez courts (au maximum 150 mm) et augmente d'autant les temps morts.

— soit sur une billette dans laquelle, au moyen d'un outil spécial, on creuse une gorge circulaire de 30 mm de profondeur et de 12 mm de largeur. On réalise ainsi une portion de tube parfaitement calibrée et on obtient par ce procédé une excellente tenue de la pièce qui est prise entre mandrin et pointe.

Cette opération se fait en deux parties. Une ébauche à 0,2 mm de la cote avec arrosage abondant ($a=0,06$, $v=10$ m/mn). Puis on fait une passe fine sur l'intérieur du tube afin d'éliminer au maximum toute perturbation introduite par cet usinage préliminaire. On sèche ensuite soigneusement la portion du tube devant servir aux essais.

On voit qu'étant donné la longueur de la préparation à l'essai proprement dit (environ une heure), on a intérêt à utiliser des billettes de fort diamètre.

Durée des mesures.

Elle était celle nécessaire à la stabilisation du paramètre mesuré et dans tous les cas n'excédait pas une minute de façon à avoir une usure pratiquement négligeable de l'outil.

Précision des conditions imposées.

Les erreurs sur différentes caractéristiques géométriques et cinématiques étaient fixées par la précision des machines-outils utilisées, à savoir :

- α = pente d'affûtage à 1/2 degré près ;
- a = avance à 0,01 mm près ;
- p = profondeur de passe à 0,02 mm près.

La vitesse de coupe imposée au départ est supérieure à la vitesse effective de l'essai surtout dans le cas de grosses sections de copeaux. On la vérifiait pendant l'essai au moyen d'un tachymètre d'atelier ou d'une dynamotachymétrique montée dans la broche du tour. L'erreur relative ne dépassait pas 2 %.

Machines-Outils utilisées.

— Un tour Sculford très puissant (40 ch) sur lequel on pouvait faire varier de façon continue la vitesse de rotation de la broche. Il ne permet pas d'étudier les très faibles avances (inférieures à 0,1 mm) et les très grandes vitesses (supérieures à 300 tours/mn).

— Un tour Lodge et Shipley présentant un grand nombre d'avantages :

- large gamme d'avance (de 0,065 à 1 ou 2 mm) ;
- grande précision et souplesse d'emploi ;
- gamme étendue de vitesse avec toutefois comme limite supérieure 500 tours/mn.

— Un tour Caseneuve que nous avons surtout utilisé pour les grandes vitesses de rotation qu'il permet (jusqu'à 1.200 tours/mn).

Ces machines présentant des caractéristiques générales et des régimes vibratoires bien différents, nous avons pu montrer que les phénomènes que nous décrirons sont indépendants de la machine-outil.

Types d'outils. — Nous avons utilisé :

— des outils en acier rapide type 18-4-1 pour des vitesses de coupe allant de 1 à 70 m/mn dans le cas de l'usinage de l'acier.

— des outils à mise de carbure rapportée. Nous avons choisi une nuance S_1 qui est assez fragile mais qui permet de grandes vitesses de coupe (jusqu'à 200 m/mn dans le cas de l'usinage de l'acier).

Dans le cadre de notre étude, l'outil ne représentait qu'un dièdre aussi parfait que possible. Nous vérifions donc après chaque essai si l'usure de l'outil était pratiquement nulle. Nous écartions systématiquement les résultats d'essais où cette condition n'était pas remplie.

Dans le cas de l'usinage avec des outils en acier rapide, nous réaffûtons l'outil pratiquement avant chaque essai.

*
**

2. — Mesure des deux composantes de l'effort de coupe.

Nous avons utilisé un porte-outil dynamométrique de type classique :

Il est constitué d'une tige parallélépipédique comportant à une extrémité un dispositif de fixation de l'outil, et dont l'autre est encastrée dans la tourelle. On mesure la déformation totale sous l'effort de coupe de cette tige au moyen de jauges de contrainte collées au droit de l'encastrement. Par un étalonnage statique, on peut relier cette déformation mesurée par la variation de résistance de jauges exprimée en valeur relative à l'effort qui l'a produite.

La figure 2 indique le schéma de montage des jauges.

Les jauges 1 servent à mesurer l'effort tangentiel F_C .

Les jauges 2 servent à mesurer l'effort d'avance F_T .

Ce montage des jauges permet de doubler la sensibilité et d'annuler l'effet de température à condition que les 4 jauges soient à la même température.

Principes de la conception d'un porte-outil dynamométrique de ce type :

Le problème est d'obtenir l'indépendance de la mesure de chaque composante de l'effort, c'est-à-dire que le système de jauge 1 ne réponde pas aux sollicitations de l'effort II. Pour limiter cette interaction, les jauges sont collées sur la fibre neutre de la tige (fig. 3), et l'on a pu vérifier qu'elle ne dépassait pas 3 % de la valeur mesurée.

Le couplage des jauges qu'indique le schéma annule l'effet de la température à condition que la jauge active et la jauge de compensation soient à la même température. Il faut donc dessiner le porte-outil de façon à avoir un écoulement de chaleur à partir de l'outil, aussi symétrique que possible ou refroidir par circulation d'eau ou d'air comprimé. Malheureusement, le mode même de serrage par vis sur la tourelle crée une hétérogénéité dans l'écoulement calorifique qu'il est difficile d'éviter. C'est pourquoi, dans le cas d'essais longs, la position d'équilibrage du pont varie.

On a d'autre part intérêt à utiliser un porte-outil aussi rigide que possible, pour éviter une trop grande déformation ou une amplitude exagérée des vibrations car le porte-à-faux est nécessairement plus grand qu'avec un outil ordinaire. On est alors conduit à utiliser la sensibilité maximum du pont de mesure.

Mode opératoire.

Avant chaque série d'essais, après avoir fixé le porte-outil dynamométrique sur la tourelle et bridé solidement celle-ci, nous étalonnons statiquement dans deux directions de la façon suivante : on règle au moyen de potentiomètres gradués en $\frac{\Delta R}{R} \cdot 10^{-5}$ le zéro du pont de mesure. Puis on applique la charge déterminée et on mesure la variation $n \frac{\Delta R}{R} \cdot 10^{-5}$ nécessaire pour équilibrer à nouveau le pont de mesure. La courbe d'étalonnage obtenue à partir de 3 charges et décharges successives est en général une droite si l'encastrement est correctement assuré.

Au cours de l'essai, on note la position de l'aiguille du galvanomètre du pont et une fois l'essai terminé et l'aiguille revenue à sa position initiale, on note le nombre de $\frac{\Delta R}{R} \cdot 10^{-5}$ correspondant à la différence des deux positions d'équilibre du pont de mesure.

On mesure ainsi, au moyen de deux ponts de mesure SEXTA, les valeurs moyennes des deux composantes de l'effort F_C et F_T .

Nous avons estimé que l'erreur relative sur ces mesures était de l'ordre de 5 %.

*
**

3. — Mesure de la déformation du copeau.

La déformation du copeau peut être caractérisée par le rapport r de l'avance imposée à l'épaisseur du copeau obtenu, si la profondeur de passe est égale à la largeur du copeau, c'est-à-dire s'il n'y a pas d'écoulements latéraux.

On peut calculer ce rapport à partir des mesures d'un poids P d'une longueur déterminée de copeau L .

$$r = \frac{P}{L \cdot \rho \cdot \varphi} \quad \rho = \text{densité}$$

P était mesuré au 1/2 mg près.

L était mesuré au 1/2 mm le long de la fibre moyenne du copeau.

On doublait les mesures systématiquement. Un calcul d'erreurs montre $\frac{\Delta r}{r} \simeq 2\%$

Si l'on tient compte de la forme réelle du copeau (*fig. 4*), l'erreur relative est plus grande. Nous avons vérifié que l'écart ne dépassait pas 5 %.

* *

4. — Mesure de la température de coupe.

Si les mesures précédentes ne présentaient pas de difficulté particulière d'interprétation, il n'en est pas de même de celle de la température de coupe.

Il faut définir tout d'abord ce qu'on appelle température de coupe. Nous en définirons deux, correspondant chacune à une valeur moyenne :

Θ_1 température moyenne de la zone de déformation principale.

Θ_2 température moyenne de la zone de déformation de frottement du copeau sur l'outil.

Mesure de Θ_1 .

Les méthodes possibles sont les suivantes :

A. — La mesure du rayonnement émis par unité de surface.

B. — Les crayons thermochromes. Ils donnent par virage de couleur la température minimum atteinte. Nous ne les avons utilisés que pour confirmer les résultats plus précis obtenus par d'autres méthodes.

C. — Le calcul analytique.

A. — MESURE DU RAYONNEMENT INFRA-ROUGE ÉMIS PAR UNE SURFACE DÉTERMINÉE DU COPEAU.

Principe de la méthode.

On mesure la brillance énergétique d'une surface déterminée qui est liée à la température absolue T de celle-ci par la relation de Stefan-Boltzmann :

$$E = \sigma \cdot \varepsilon \cdot T^4.$$

σ = coefficient

ε = pouvoir émissif du corps gris.

Choix de la surface visée.

Elle doit être sensiblement plane, la température doit y être homogène et ses dimensions les plus grandes possibles.

Pour ces raisons, et pour des questions de commodité, nous avons choisi la surface (1) de la *figure 5*. La température de cette surface n'est pas strictement celle de la zone de déformation plastique principale et devrait être corrigée des pertes par convection et rayonnement. Les erreurs seront d'autant plus faibles que la largeur X (*figure 5*) est plus petite et que la vitesse de coupe est plus grande.

La valeur de X choisie est de 1 mm, ce qui, pour une vitesse de déplacement du copeau de 20 m/mn (correspondant à une vitesse de coupe de l'ordre de 50 m/mn) donne le temps de passage du copeau sous la fente de l'ordre de 1/300 s.

Réalisation de l'appareil.

La figure 6 définit la géométrie du rayonnement. Les dimensions de la source sont pratiquement définies par un diaphragme situé immédiatement au-dessus du copeau. Ce diaphragme de dimensions 1×2 mm est taillé dans une pastille de carbure de tungstène brasée sur le bâti en tôle épaisse (5 mm) qui garantit le système enregistreur des copeaux intempestifs.

Ce dernier est constitué par un modulateur mécanique et son moteur, un condensateur optique et une cellule photorésistante au sulfure de plomb.

La position de la surface visée du copeau par rapport au diaphragme est assurée par un calage fixe de l'outil par rapport au bâti.

Le rayonnement infra-rouge est modulé mécaniquement à 400 cycles/s (valeur qui correspond sensiblement au minimum du bruit de fond de l'amplificateur du voltmètre électronique utilisé), par la rotation d'un disque à secteurs. Il est concentré sur l'élément photorésistant d'une cellule au sulfure de plomb, connecté au circuit électrique représenté sur la figure 7 et comprenant l'élément photorésistant, une source de courant continu (90 V), et une résistance fixe R de valeur égale à $1 \text{ M}\Omega$ qui est sensiblement celle de l'élément photorésistant. La variation ΔR de cette dernière est amplifiée et mesurée sous forme de tension au moyen d'un voltmètre électronique Philips à plusieurs gammes de sensibilités.

Le blindage soigneux de l'ensemble des circuits électriques et en particulier de la cellule qui est complètement entourée de μ métal a permis de diminuer le bruit de fond de l'ensemble jusqu'à la valeur minimum de 0,1 millivolt.

Caractéristiques de l'appareil récepteur.

La sensibilité de la cellule au sulfure de plomb est pratiquement constante jusqu'à $\lambda = 2,5 \mu$. Elle diminue ensuite brusquement pour s'annuler à $\lambda = 3,2 \mu$.

Le condenseur est constitué de deux plans convexes accolés d'ouverture $f/2,5$. L'aberration chromatique sur l'axe est de l'ordre de 1,5 mm.

Il permet un gain de 50 environ.

La source et son image sur le photo-élément sont symétriques par rapport au condenseur.

Les photos montrent l'appareil dans son carter ainsi que le dispositif d'étalonnage.

Etalonnage.

Nous avons simplement remplacé le copeau dans sa position exacte par un ruban de même métal chauffé par effet joule sous basse tension et dont la température était mesurée dans la zone intéressée par un couple fin platine-platine rhodié (la méthode précise que nous avons suivie pour mesurer la température du ruban est indiquée plus loin). On a donné un exemple de courbe d'étalonnage relative à un acier au Cr-Mo repéré A figure 8.

Correction de pouvoir émissif.

A une température donnée, le pouvoir émissif d'une surface métallique est différent de celui de la surface oxydée et généralement inférieur. Il convient de voir si cette différence n'intervient pas entre la mesure et l'étalonnage. De l'observation directe, il ressort que dès que le copeau se forme, il est légèrement oxydé, mais que la couche d'oxyde est extrêmement mince, correspondant à la couleur d'interférence jaune pâle, tandis qu'elle est beaucoup plus épaisse pendant l'étalonnage, si rapidement soit-il fait. Il fallait donc vérifier si l'épaisseur de cette couche d'oxyde faisait varier le pouvoir émissif de la surface. Nous avons donc mesuré le pouvoir émissif d'un acier à différentes températures et pour différents états d'oxydation en caractérisant ceux-ci par les couleurs d'interférences qu'ils provoquent et en opérant de la façon suivante (fig. 9). (*):

Nous chauffons par effet joule sous basse tension un tube long percé d'un petit trou. Ce tube était dans une enceinte fermée remplie d'azote industriel (c'est-à-dire contenant un faible % de O_2).

On mesurait avec une thermopile l'énergie émise dans un faible angle solide d'une part par la surface intérieure du tube (en visant dans le trou), d'autre part par la surface extérieure.

(*) Le montage avait été fort aimablement mis à notre disposition par M. Delmas que nous remercions ici bien vivement.

Le rapport de ces deux énergies donne le pouvoir émissif de la surface.

Au début de l'expérience, le tube était très faiblement oxydé (jaune pâle) puis passait successivement par les différentes couleurs d'interférences et l'on mesurait chaque fois le pouvoir émissif. Les résultats sont reproduits *figure 10*. On voit qu'entre l'état le moins oxydé et l'état très oxydé, les différences sont peu importantes et de l'ordre de grandeur des erreurs expérimentales. Nous n'avons d'ailleurs pas pu observer de variation du pouvoir émissif en fonction unique du degré d'oxydation à cause des variations de température du tube (mesurée par un thermocouple à l'intérieur du tube), lors de l'expérience même.

Nous nous sommes contentés de cette expérience, évidemment un peu grossière mais qui nous permet néanmoins de négliger tout facteur correctif du pouvoir émissif compte tenu du fait que ce terme n'intervient qu'à la puissance 1 et la température à la puissance 4 dans l'équation de Stefan.

* *

B. — MÉTHODE ANALYTIQUE DE CALCUL DE θ_1 .

Soit W_s l'énergie mise en jeu pour déformer un volume n du métal usiné, et A la proportion de l'énergie W_s qui est transformée en chaleur. Soit Q la quantité de chaleur qui s'évacue par conduction dans la pièce.

L'équilibre calorifique s'écrit :

$$A W_s - Q = \rho n c \Delta \Theta \quad (1)$$

où c = chaleur spécifique du matériau.

ρ = densité spécifique du matériau.

$\Delta \Theta$ = l'élévation de température moyenne due à $A W_s - Q$.

$$\text{On peut apprécier } W_s \text{ moyen} = \frac{F_s \cdot V_s \cdot 10^{-3}}{0,426} \text{ kcal/mn}$$

où F_s = projection de l'effort résultant sur le plan de cisaillement.

V_s = projection du vecteur vitesse de coupe sur le plan de cisaillement.

Pour déterminer $\Delta \Theta$, il faut connaître A et Q .

Choix de la valeur de A .

De nombreux auteurs ont cherché à déterminer $1 - A$ par des méthodes diverses.

Les chiffres indiqués sont assez contradictoires.

Ainsi Farren et Taylor [1] donnent A de 10 à 15 % pour un écrouissage de traction de l'acier doux.

Bever et Marschall [2] donnent $A = 5 \%$ pour $\gamma = 1$

$$A = 1 \% \text{ pour } \gamma = 4$$

dans le cas de l'usinage d'un alliage or-argent. Nous avons pris A arbitrairement = 5 % dans la suite des calculs.

Calcul de Q .

Nous ne connaissons par de détermination mathématiquement rigoureuse de cette quantité.

Le professeur Trigger [3] admet simplement, d'après les résultats expérimentaux de Schmidt et Roubik sur le perçage, que 10 % de la chaleur allait dans la pièce. Cette solution a l'inconvénient :

- 1) de reposer sur des valeurs expérimentales relatives à des essais où les conditions d'écoulement de chaleur sont très différentes de celles du tournage.
- 2) d'être indépendante de la vitesse de coupe.

Il nous paraît plus rationnel de calculer Q au moyen de l'expression classique de Cauchy relative à un choc thermique de durée T secondes :

$$Q = \int_0^T \frac{\lambda A \Theta_1}{\sqrt{a' \cdot \pi \cdot T}} dT$$

La chaleur évacuée par unité de temps est la valeur moyenne entre 0 et T

$$Q = \frac{2 \lambda \Delta \Theta}{\sqrt{a' \pi}} \cdot \sqrt{T}$$

λ = conductibilité thermique

$$a' = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$$

Cette solution dépend de la vitesse de coupe par l'intermédiaire du paramètre T.

On peut faire les remarques suivantes concernant le bien fondé de l'application des hypothèses de Cauchy au problème de l'écoulement de chaleur dans la pièce.

On peut admettre que le flux calorifique est unidirectionnel et parallèle à l'axe de la pièce car on travaille sur un tube.

La profondeur de pénétration du choc thermique pendant le temps T est très faible dans le cas de l'acier, ce qui justifie l'hypothèse d'un mur infini.

Nous admettons que le régime d'équilibre est atteint lorsque la quantité de chaleur évacuée dans la pièce est constante et que la vitesse moyenne de déplacement du front calorifique dans la pièce est alors égale à la vitesse d'avance de l'outil et que dans ces conditions on peut en première approximation appliquer la solution de Cauchy.

Le temps T pendant lequel un élément de surface S subit le choc thermique

$$T = \frac{a \cdot 60 V}{r} \text{ exprimé en h}$$

V exprimé en m/mn
a exprimé en m
p exprimé en m.

$$\text{La surface } S = \frac{a \cdot p}{r}$$

La quantité de chaleur conduite parallèlement à l'axe à travers la surface S dans la pièce est égale à :

$$Q = \frac{2 \lambda}{\sqrt{a' \pi}} \cdot S \cdot \sqrt{\frac{r \cdot 60 V}{a}} \cdot \Delta \Theta \text{ en kcal/mn.}$$

$$Q = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \lambda c \rho \cdot \Delta \Theta \cdot \frac{a}{r} \cdot p \cdot \sqrt{\frac{r \cdot 60 V}{a}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \Delta \Theta p \cdot \sqrt{\lambda c \rho \cdot \frac{a}{r} \cdot 60 V}, \text{ en kcal/mn.}$$

L'équation calorifique s'écrit alors :

$$AW_S = \frac{2}{\sqrt{\pi}} p \cdot \Delta \Theta \cdot \sqrt{\lambda c \rho \cdot \frac{a}{r} \cdot 60 V} = n c \rho \Delta \Theta.$$

On en tire :

$$\Delta \Theta = AW_s \cdot \frac{1}{n c \rho + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot p \sqrt{\lambda c \rho \cdot \frac{a}{r} \cdot 60 V}}$$

$$\text{Soit } \Delta \Theta = \frac{AF_s V_s \cdot 10^{-3}}{0,426} \cdot \frac{1}{n c \rho + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot p \sqrt{\frac{\lambda c \rho \cdot a \cdot 60 V}{r}}}$$

Le volume usiné du métal par unité de temps égal à $a.p.Vm^3$. Les valeurs numériques de λ , c et ρ sont données dans les tables. La chaleur spécifique c et la conductibilité thermique λ varient avec la température. On a donc conduit le calcul pratique par itération en se donnant c et λ en valeurs approchées, ce qui donne $\Delta \Theta$ donc Θ_1 et en corrigeant alors les valeurs de c et λ pour obtenir une valeur correcte de $\Delta \Theta$.

Nous avons admis au cours de ce calcul que la température initiale de la pièce était de $+20^\circ C$, ce qui introduit une erreur qui est inévitable.

Nous avons indiqué à titre d'exemple sur la *figure 11* les valeurs correspondantes Θ_1 mesuré et Θ_1 calculé dans le cas d'un acier à moyen carbone et pour des conditions d'avances et de profondeur de passe indiquées.

Mesure de Θ_2 .

Principe.

Au contact de l'outil et du copeau naît une force électromotrice d'origine thermoélectrique caractéristique de la température de contact et des matériaux constituant l'outil et la pièce.

Méthodes.

On utilise généralement l'une des deux méthodes suivantes :

1) *Méthode des deux outils*. — Le schéma de principe de cette méthode est indiqué *figure 12*. On utilise deux outils de nature différente (en général un outil rapide et un outil à pastille de carbure rapportée), qui travaillent dans des conditions identiques. Le circuit électrique est constitué par la pièce, les deux outils isolés du bâti du tour et un millivoltmètre.

Le matériau de la pièce sert simplement de liaison électrique et seule la différence des propriétés thermoélectrique des deux outils donne lieu à la fem mesurée.

Cette méthode présente de graves inconvénients :

- Elle suppose que les températures Θ_2' et Θ_2'' sont identiques, donc que Θ_2 est indépendant de la nature de l'outil, ce qui est très douteux.
- Elle impose l'utilisation simultanée de deux outils de nature très différente, ce qui restreint beaucoup la gamme des vitesses possibles.
- L'étalonnage est très délicat à tel point que la plupart des auteurs qui l'ont utilisée donnent leurs résultats en millivolts.

Pour ces différentes raisons, nous avons préféré utiliser la seconde méthode.

2) *Méthode du couple outil-pièce de Herbert-Gottwein*. — On a mesuré la force électromotrice du contact copeau-outil comme l'indique le schéma de la *figure 13*, en reliant la pièce à travers la broche du tour et un contact tournant dans du mercure d'une part, et l'outil isolé d'autre part, à un millivoltmètre. Les éléments de jonction étant constitués par la pièce et des copeaux recuits, on peut considérer que l'on a affaire à un couple classique dont les sources, chaude et froide, sont indiquées sur le schéma de la *figure 13*.

Le dispositif d'étalonnage présente les particularités suivantes (*fig. 14*) :

Un outil aminci à son extrémité appuie fortement sur un ruban de même métal que celui de la pièce et qui est chauffé par effet joule sous basse tension. Ce contact réalise ainsi la soudure chaude du circuit. L'ensemble appuie sur un bloc isolant, l'autre extrémité de l'outil est maintenue à température fixe dans un bac de refroidissement. Les fils de jonction électrique sont les mêmes que pour la mesure. La résistance totale du circuit d'étalonnage est donc sensiblement égale à celle du circuit de mesure (compte tenu de la faible résistance de la pièce).

Remarque : Nous avons vérifié que les résistances de contact étaient négligeables en doublant une série de mesures faites avec un millivoltmètre, par une autre série où la mesure était faite au moyen d'un potentiomètre, par une méthode de zéro. Nous avons constaté que les écarts étaient non systématiques et faibles.

Ces résistances de contact étaient les suivantes (*fig. 13*) :

Le fil 1 est relié à la pièce par un contact à fiche puis au millivoltmètre par des contacts ordinaires, par l'intermédiaire d'un contact tournant dans le mercure.

Le fil 2 est soudé à l'étain sur l'extrémité de l'outil dont la température reste pratiquement identique à celle de la masse métallique de la tourelle et du chariot.

Au cours de l'étalonnage, la mesure de la température du ruban se fait au moyen d'un couple fin Pt/Pt-Rh placé dans l'élément chauffant (formé de deux rubans accolés) soit sous l'élément chauffant mais en contact intime avec lui sous la pression de l'outil dans une petite cavité ménagée à cet effet dans le bloc isolant (*fig. 14*).

Les deux méthodes ont d'ailleurs donné des résultats identiques, à condition d'attendre pour chaque mesure que l'équilibre thermique soit atteint (environ 1 minute).

Cette méthode offre l'avantage de ne pas présenter d'hystérésis après chauffage, ce qui n'est pas le cas d'un étalonnage fait dans un four où le gradient de température dans l'outil est beaucoup plus faible. Une fois le montage réalisé, elle est d'une mise en œuvre aisée et l'on peut facilement et rapidement renouveler par simple meulage autant de fois que l'on désire, la surface de l'outil en contact avec le copeau.

L'étalonnage par cette méthode est plus rapide que par la méthode classique dans un four, car l'apport de calories est immédiat et nous pensons qu'elle se rapproche davantage des conditions réelles de l'essai en particulier au point de vue du gradient thermique dans l'outil.

Des exemples de courbes d'étalonnage sont présentés *figure 15*.

Interprétation des résultats fournis par la méthode de Herbert-Gottwein. — Il est très probable que la température au contact outil-copeau (zone F_1) et outil-pièce (zone F_2) (*fig. 16*) n'est pas homogène et que l'on a le long de ces contacts un gradient de fem thermoélectriques.

Le chiffre fourni par la méthode Herbert-Gottwein ne fournit à notre avis qu'une moyenne intégrée des valeurs particulières.

Nous admettons également que la température mesurée donne une indication valable dans tout le volume de frottement du copeau sur l'outil défini micrographiquement par la distorsion des lignes de déformation au voisinage du plan de contact.

**

Mesure de la température de l'outil.

Nous avons construit un dispositif permettant la mesure du rayonnement d'une surface déterminée de l'outil et partant, de sa température. Comme l'indique la *figure 17*, nous avons par construction situé cette surface le plus près possible de la pente d'affûtage. Le principe de la méthode de mesure est identique à celui décrit pour la mesure de Θ_1 . Néanmoins les conditions géométriques de visée sont différentes. Nous avons construit une tourelle spéciale contenant la cellule photorésistante, le modulateur et son moteur entièrement protégé (*fig. 18*). La visée se fait à travers un trou calibré dans une plaque d'acier rapide contre laquelle est fixé l'outil. Ce dispositif ne permet des mesures en coupe orthogonale que dans le cas de l'usinage d'un tube. Il est prévu pour le chariotage normal avec un angle de 45° .

Afin d'éviter que le trou de visée ne débouche dans le cratère d'usure de l'outil dans le cas d'essais de longue durée et ne soit de ce fait rapidement obstrué par de fines poussières métalliques, nous avons toujours opéré en laissant un petit mur de 0,1 mm d'épaisseur entre le copeau et la plaque de référence (*fig. 19*). Ceci fait que l'on ne mesure pas la température exacte de l'outil sous le copeau mais une valeur légèrement inférieure, et avec un certain retard dû à la faible conductibilité de l'acier rapide.

L'intérêt de cet appareil est surtout de permettre des comparaisons par une méthode directe de l'évolution de la température de l'outil au cours de l'usinage en fonction du matériau usiné. Nous l'avons en particulier utilisé pour mettre en évidence l'influence d'une addition de soufre dans un acier à moyen carbone sur la variation de la température en fonction de l'usure de l'outil.

**

ESSAIS MÉCANIQUES

Pour comparer l'état de consolidation dans la coupe et dans des modes de sollicitation plus classiques et également pour l'étude des propriétés de la zone de déformation secondaire en fonction de la température, nous avons été amenés à faire des essais mécaniques de différents types.

Nous n'insisterons ici que sur les méthodes particulières que nous avons dû mettre au point en particulier dans le cas de grandes vitesses de déformation.

Essais de traction.

Nous avons fait la plupart des essais sur une machine Amsler de 50 t et dans le cas de traction par choc sur un mouton Charpy équipé à cet effet. L'éprouvette utilisée dans tous nos essais était l'éprouvette de traction par choc (fig. 20). Le problème général qui s'est posé à nous était de mesurer la courbe effort-allongement avec une précision suffisante pour pouvoir en tirer la courbe rationnelle de traction.

Cas des essais statiques à l'ambiante (Vitesse de déformation $\sim 10^{-3} \text{s}^{-1}$).

Le problème ne présente aucune difficulté particulière. On mesure dans la période des allongements répartis, la section de l'éprouvette en fonction de la charge appliquée, et par des formules classiques on en déduit la courbe rationnelle de traction $\sigma(\epsilon)$.

Cas des essais statiques à haute température (de 100 à 500°C).

Un four solidaire de la traverse supérieure de la machine entoure l'éprouvette reliée par des rallonges à un point fixe d'une part et au tablier de la machine d'autre part. On mesurait la température au moyen d'un couple Cr/Al fixé sur l'éprouvette. Le déplacement vertical du tablier était mesuré à l'aide d'un comparateur simultanément avec l'effort C. L'allongement de la partie calibrée de l'éprouvette est égal à la différence a entre ce déplacement p et l'allongement q des attaches et des fausses têtes de l'éprouvette : q était déterminé pour chaque température par un étalonnage préalable.

L'éprouvette étant de longueur calibrée l_0 , nous calculions à partir de l au moyen de deux abaques la section actuelle de l'éprouvette s sous la charge C et sa déformation rationnelle $\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{s_0}{s}$ ainsi que la contrainte $\sigma = \frac{C}{s}$.

Cas des essais de traction rapide à différentes températures (Vitesse de déformation $\sim 1 \text{s}^{-1}$).

Nous procédions de la façon suivante : une fois l'éprouvette installée et soumise à une légère tension de l'ordre de 20 kg, nous coupions l'arrivée d'huile en A (fig. 21a) des pompes, et nous ouvrons le robinet R à fond. En fermant brusquement l'interrupteur A, on peut rompre très rapidement l'éprouvette. Le problème était alors de mesurer simultanément l'effort et l'allongement de façon continue au moyen de dispositifs sans inertie.

Nous l'avons résolu de la façon suivante :

1) L'effort a été mesuré par un anneau accroché d'une part au bâti inférieur de la machine et d'autre part à la rallonge inférieure de l'éprouvette et muni de jauges de contrainte. Cette disposition (fig. 21b) présente l'avantage d'éviter, pendant l'essai, les perturbations que peut apporter le dégagement de chaleur du four qui est, de par l'encombrement même de la machine, assez près de l'anneau, sur l'indication des jauges de contrainte. Pour éviter la conduction de chaleur le long des rallonges pendant la mise en température de l'éprouvette, nous ne rendions solidaire l'anneau de l'éprouvette qu'au dernier moment par un dispositif spécial, rapidement mis en place.

2) L'allongement était mesuré par la flexion provoquée par le déplacement vertical de la traverse de la machine, d'une lame encastrée munie de jauges de contrainte. Le schéma du dispositif utilisé est représenté sur la figure 22.

Les deux signaux étaient envoyés sur les plaques horizontales de deux oscillographes cathodiques. On enregistrait simultanément les déflexions des spots sur un film photographique déroulant à grande vitesse. La figure 23 (*) représente un enregistrement typique obtenu par cette méthode. L'abscisse commune aux deux enregistrements est le temps marqué d'ailleurs par l'enregistrement d'un signal sinusoïdal à 50 p.p.s. L'ordonnée de la courbe (a) est la charge C, et celle de la courbe (b) est le déplacement de la traverse p .

Dépouillement de ces diagrammes.

Nous avons étalonné l'anneau dynamométrique sur la machine même, c'est-à-dire que nous avons établi

(*) Les ondulations observées sur ces enregistrements montrent que nous étions à la vitesse limite de la machine Amsler et que l'arrivée d'huile dans le piston n'était pas régulière.

une correspondance entre la charge en kg et le déséquilibre du pont de mesure en $\frac{\Delta R}{R} 10^{-5}$ de la jauge de mesure. Après chaque série d'essais, nous déterminions la relation entre le déséquilibre du pont de mesure en $\frac{\Delta R}{R} 10^{-5}$ et la déviation de l'image du spot de l'oscillographe sur le papier d'enregistrement en millimètres. Ce qui nous permettait de passer directement de l'ordonnée en mm de la courbe (a) à la charge C en kg.

Nous avons également étalonné la flèche de la lame encastrée exprimée en mm en fonction du déséquilibre du pont en $\frac{\Delta R}{R} 10^{-5}$. On pouvait donc faire correspondre à l'ordonnée de la courbe (b) en mm, un déplacement p de la tête supérieure de l'éprouvette qui est égal à la flèche de la lame.

On mesurait alors C et p situés sur une même verticale (*fig. 23 bis*) c'est-à-dire correspondant au même instant.

Pour connaître l'allongement « a » de l'éprouvette, il faut retrancher de p la valeur q correspondant à la somme de 2 allongements parasites.

q_1 = allongement de l'anneau dynamométrique

q_2 = allongement des rallonges (déterminé précédemment à différentes températures) que nous avons étalonné en fonction de la charge C.

Nous obtenions ainsi C kg en fonction de a en mm que nous pouvions transformer en coordonnées rationnelles.

Cas des essais de traction par choc à chaud.

Nous mesurons uniquement la déformation (A % . S %) et l'énergie de rupture. L'éprouvette fixée sur le pendule était chauffée par un four à deux coquilles que l'on séparait rapidement avant de laisser tomber le pendule. La rapidité de l'opération permettait d'estimer que l'éprouvette était rompue à une température voisine, à quelques degrés près, de la température d'équilibre mesurée dans le four.

* *

Essais de torsion.

ESSAIS STATIQUES.

Nous avons utilisé la machine d'essai de torsion Amsler (couple maximum 12 kgm). L'éprouvette utilisée était un cylindre plein. Nous mesurons le couple M et la déformation angulaire en 1/100 de tour simultanément. La construction graphique suivante, due à Nádai, permet de passer de la courbe M $\frac{a}{l}$ à la

courbe $\tau_m (\gamma_m)$

τ_m = contrainte de cisaillement sur le diamètre extérieur de l'éprouvette

l = longueur de l'éprouvette calibrée $\frac{a}{l} = \Theta$

γ_m = déformation de cisaillement sur le diamètre extérieur de l'éprouvette.

En effet :

$$M = \frac{2\pi}{\Theta^3} \int_0^m f(\gamma) \gamma^2 d\gamma;$$

or $\gamma_m = r \Theta$

r = rayon de l'éprouvette

En différentiant sous le signe somme :

$$\frac{d}{d\Theta} (M \Theta^3) = 2\pi f(r \Theta) r^3 \Theta^2 = 2\pi r^3 \Theta^2 \Theta_m$$

$$\tau_m = f(\gamma_m) = f(a \Theta)$$

$$\text{en résolvant par rapport à } \tau_m = \frac{1}{2\pi r^3 \Theta^2} \cdot \frac{d}{d\Theta} \cdot (M \Theta^3)$$

Si on a tracé $M(\Theta)$ en remarquant que

$$\frac{1}{\Theta^2} \cdot \frac{d}{d\Theta} (M \Theta^3) = \Theta \frac{dM}{d\Theta} + 3M$$

$$\text{on voit que : } \tau_m = \frac{\Theta \frac{dM}{d\Theta} + 3M}{2\pi r^3}$$

ce qui permet de déterminer τ_m graphiquement (*fig. 23'*) par la formule :

$$\tau_m = \frac{CP + 3AP}{2\pi r^3}$$

$$\gamma_m = r\Theta$$

**

ESSAIS DYNAMIQUES.

Pour approcher les grandes vitesses de déformation de la coupe, nous avons été amenés à envisager des essais de torsion dynamique. Ne disposant pas de machine appropriée, nous avons utilisé comme système d'entraînement un tour puissant à vitesse de rotation réglable qui est d'ailleurs celui sur lequel nous avons fait la grande majorité des essais de coupe. Cette solution présente l'avantage d'assurer au dispositif de torsion une base géométrique sûre à peu de frais (axe de torsion bien défini le long de la ligne des centres).

Description de l'appareil.

Nous donnons *figure 24* le schéma du dispositif et *figure 27* une photographie de l'ensemble monté sur le tour. Il comprend :

- une pièce A cylindrique centrée sur la contrepointe logée à l'intérieur de la broche et prise dans le mandrin 4 mors du plateau du tour.
- une pièce cylindrique B reposant par palier et butée dans un trou percé dans la pièce A.
- La pièce B peut être rendue solidaire du mouvement de cette dernière par un crabot C claveté longitudinalement et portant à son extrémité le système d'entraînement de l'éprouvette dont le détail est donné à la *figure 26* ainsi que le dessin de l'éprouvette que nous avons choisie tubulaire.
- La pièce D fixe comporte un support d'éprouvette identique à celui de B, un corps cylindrique calculé de façon à donner une contrainte de 5 kg/mm² sur la surface pour un moment de torsion de 20 kgm et sur lequel on a collé une jauge à 45° de l'axe.
- Un cône morse n° 6 qui assure le blocage de l'ensemble dans le logement de la poupée fixe du tour.
- Un dispositif à ressort met l'éprouvette sous une légère tension de façon à permettre une rupture franche.

Mesure et enregistrement du couple de torsion.

Nous avons étalonné la variation $\frac{\Delta R}{R} \cdot 10^{-5}$ des jauges collées sur le cylindre dynamométrique en fonction d'un couple appliqué statiquement. Le déséquilibre correspondant du pont de mesure SEXTA est enregistré par oscillographe cathodique au moyen du même appareil que celui décrit précédemment.

Mesure de la déformation angulaire.

La première méthode que nous avons utilisée consistait à mesurer la flèche d'un ressort à lame encastré sur la partie fixe de l'appareil de torsion et appuyant à l'autre extrémité sur une came linéaire solidaire du mouvement de rotation. On enregistrait simultanément au couple de torsion la variation $\frac{\Delta R}{R} \cdot 10^{-5}$ d'une jauge collée sur ce ressort. Pour faire une mesure correcte, il fallait que pour $d\alpha$ l'excentrement dl de la came (correspondant à une flexion dl de la lame) soit le plus grand possible. D'autre part, on était limité par la rigidité du ressort. Enfin l'étalonnage $l(\alpha)$ s'est révélé délicat. Pour ces différentes raisons, nous avons abandonné cette méthode et adopté la suivante :

Sur le plateau du tour préalablement noirci, nous avons fait deux graduations en traits blancs, correspondant, l'une à un écart angulaire de 4° , l'autre de 12° . Une lentille forme l'image d'une source lumineuse à courant continu sur la surface du plateau. Cette image sert d'objet par rapport à une lentille, l'image finale se formant sur une cellule photoélectrique (fig. 27). La cellule photoélectrique est connectée sur un oscillographe cathodique. Lorsque le plateau tourne, on enregistre ainsi une série de tops correspondant à 1 écart angulaire donné. On peut ainsi enregistrer simultanément le couple de torsion et la déformation angulaire en fonction du temps.

Un exemple de tels enregistrements est donné figure 28 où l'on a également enregistré le courant de 50 p.p.s. On utilisait l'une ou l'autre des graduations suivant la vitesse de rotation utilisée.

Exécution des essais.

Une fois l'éprouvette mise en place, le cône morse bloqué et l'éprouvette sous tension du ressort, on lançait la broche du tour à la vitesse désirée et on enclenchait simultanément le crabot C et l'embrayage de déroulement du papier d'enregistrement.

La vitesse de déroulement de ce dernier est assez variable d'un essai à l'autre et précisément le mode même de mesure de la déformation angulaire permettait d'en tenir compte de façon très précise.

Dépouillement des oscillogrammes.

La correspondance entre l'ordonnée en mm de l'enregistrement du couple de torsion et la valeur vraie en kgmm était connue.

L'abscisse de cette courbe d'enregistrement représente la déformation α angulaire à l'échelle donnée par les tops. On relevait les coordonnées d'un certain nombre de points (de 10 à 12) de la courbe enregistrée à partir desquelles on calculait la contrainte τ et la déformation de cisaillement γ par les formules suivantes valables pour un tube mince :

$$\tau = \frac{3}{2\pi} \cdot \frac{C}{re^3 - ri^3} \text{ kg/mm}^2 \quad \gamma = \frac{\alpha}{1} \cdot \frac{re + ri}{2}$$

où

C = couple de torsion, en kgmm ;

re = rayon extérieur de la partie calibrée de l'éprouvette, en mm ;

ri = rayon intérieur de la partie calibrée de l'éprouvette, en mm ;

l = longueur calibrée de l'éprouvette (vérifiée au projecteur de profil $\times 100$) ;

α = déformation angulaire de l'éprouvette.

Remarques.

1) La validité des formules précédentes suppose que la longueur l de métal déformé est égale à la longueur calibrée de l'éprouvette. De micrographies longitudinales faites après essais, il ressort que $l' > l$, l' variant d'ailleurs avec l'éloignement au centre. Cet inconvénient est surtout sensible dans les cas où l est petit et pratiquement il nous a été impossible de tracer τ (γ) dans les cas où l est inférieur à 0,5 mm. Dans le cas le plus habituel de nos essais, $l = 1$ mm, nous avons corrigé la valeur de γ en tenant compte de micrographies d'éprouvettes rompues et en admettant en première approximation que l variait de 1 mesuré avant l'essai à l' moyen, proportionnellement à la déformation angulaire α .

Par ailleurs, afin que l soit bien défini nous avons dû supprimer les congés en A_1 et A_2 (cf. dessin de l'éprouvette). L'effet d'entaille qui en résulte n'est pas sensible ainsi que l'a montré Bridgman [4], la rupture ayant lieu indifféremment au centre ou près des bords.

2) La vitesse de rotation du tour utilisé ne pouvant dépasser la valeur de 200 tours par minute, nous avons dû pour obtenir une vitesse de déformation aussi élevée que possible, diminuer l au maximum. En effet :

$$V_d = \frac{r_{\text{moy}}}{l} \cdot \frac{d\Theta}{dt}$$

Comme le paragraphe précédent nous l'a montré, on ne pouvait diminuer l au-delà de 0,5 mm et les vitesses de déformation atteintes ne dépassaient pas 50 s^{-1} ce qui est assez éloigné des vitesses de déformation réputées être celles de la coupe (10^4 s^{-1} d'après Drucker).

Essais de torsion dynamiques avec compression axiale.

L'appareil décrit ci-dessus permet de faire des essais de torsion avec compression axiale en agissant sur la vis de déplacement du logement de la poupée fixe. Cette compression était limitée par la résistance de la butée à billes (cf. dessin) et ne pouvait dépasser une charge de 2 t, soit 44 kg/mm² sur la partie calibrée de l'éprouvette. En fait, nous avons travaillé en général sous une poussée axiale correspondant à une contrainte de l'ordre de 30 kg/mm², c'est-à-dire en général inférieure à la limite élastique.

Nous avons également fait des essais de torsion sur éprouvettes préalablement écrouies par compression, et il nous paraît intéressant d'en préciser ici le mode opératoire. En effet, pour des essais semblables, Bridgman introduisait dans le trou central de l'éprouvette un noyau d'acier de façon à éviter l'écoulement plastique du métal vers l'intérieur. L'expérience nous a montré que cette méthode introduisait une hétérogénéité certaine dans l'écoulement du métal au cours de la compression et en particulier augmentait beaucoup l'effort nécessaire pour un écrasement donné de l'éprouvette. D'autre part, nous avons constaté que malgré la lubrification abondante de ce noyau, celui-ci devait introduire un couple résistant parasite par frottement sur l'éprouvette. Nous avons alors opéré de la façon suivante : nous comprimions l'éprouvette totalement usinée dans un montage. Seule la partie calibrée de l'éprouvette se déformait. On passait ensuite un alésoir dans le trou central, et on mesurait la nouvelle longueur l_2 de la partie calibrée au profilomètre avant l'essai de torsion.

Remarque.

La méthode la plus sûre aurait évidemment consisté à écrouir le métal par compression avant usinage au taux désiré. Nous ne disposions malheureusement pas de machine suffisamment puissante.

*
**

TECHNIQUES MÉTALLOGRAPHIQUES

A. — Micrographie optique.

Préparation des échantillons.

Nous avons utilisé les techniques classiques d'enrobage dans la bakélite et de polissage. Dans le cas d'alliages nécessitant un polissage ou une attaque électrolytique, nous avons utilisé un enrobage conducteur, composé de 70 % de bakélite et de 30 % de limaille de fer.

Nous avons défini dans le copeau un système d'axes trirectangles $OX'Y'Z'$ (fig. 29) et examiné des faces polies suivant les trois plans de références, et plus particulièrement suivant le plan $X'OZ'$.

Réactifs d'attaque.

Aciers	: picral 5 % ou nital 4 %. Durée d'attaque 30 s.
Aciers austénitiques	: attaque électrolytique dans une solution d'acide oxalique à 4 % dans l'eau, tension : 10 v ; durée : 30 s à 1 mn.
Zinc	: nital à 1 %.
Alliage d'aluminium	: solution aqueuse d'acide fluorhydrique 1 %.
Magnésium	: nital 2 %.

*
**

B. — Microdureté.

Appareillage.

Nous avons surtout utilisé (*) le microduromètre Tukontester, muni d'un pénétrateur Knoop, pour les garanties qu'il offre :

La vitesse de mise en charge et le temps d'application sont rigoureusement déterminés et la manipulation automatique.

(*) Nous tenons, à cette occasion, à remercier M. Marchal, Directeur du Laboratoire d'essais de la SNECMA à Suresnes, qui a bien voulu nous laisser le libre emploi de ce microduromètre.

La charge est variable de 25 g à 1 kg (nous avons en général utilisé pour les copeaux d'aciers une charge de 100 g).

Conduite des essais.

Nous avons d'une part établi des cartes de dureté dans les cas où la déformation était très hétérogène (copeau discontinu, arête rapportée, etc...); d'autre part, nous avons cherché la microdureté globale de copeaux homogènes (de type III) en faisant les moyennes d'une vingtaine d'empreintes sur chaque copeau. Dans ce dernier cas, nous avons également étudié séparément la microdureté de la zone de frottement.

**

C. — Radiocristallographie.

Nous voulions examiner la structure fibreuse, mise en évidence micrographiquement, à l'échelle du réseau cristallin.

1. — Techniques employées.

a) *Rayonnements utilisés.* — Pour l'étude générale, nous avons employé le rayonnement non filtré d'une anticathode de molybdène dont la longueur d'onde est égale à 0,7097 Å. Il a l'avantage de réunir au centre du diagramme les raies correspondant à la réflexion sur des plans d'indices faibles qui sont les plus intéressants. Il a, par contre, l'inconvénient d'exciter les rayonnements de fluorescence du fer, du chrome et du nickel, qui noircissent à peu près complètement le diagramme. On y remédie en interposant entre l'échantillon et le film, et le plus près possible de ce dernier, une feuille d'aluminium d'épaisseur égale à 0,2 mm, qui absorbe la presque totalité des rayonnements parasites, Fe α , Cr α , Ni α , sans trop absorber le rayonnement diffracté Mo α . Les temps de poses étaient de l'ordre de 4 h, pour les conditions suivantes : 35 kV, 4 mm A.

b) *Disposition de l'échantillon et du film.* — Nous avons repéré en sens et direction sur chaque radiogramme le système d'axes (fig. 29) correspondant à chaque échantillon.

Nous avons utilisé des montages permettant d'orienter de façon connue à 2° près ce système d'axes par rapport au faisceau de rayons X. Nous avons également utilisé une chambre de Guinier dont l'oscillation est synchronisée à celle de l'échantillon, les radiogrammes obtenus permettant de tracer assez rapidement une figure des pôles $\langle 110 \rangle$ de l'échantillon.

Nous avons presque toujours utilisé un film plan perpendiculaire au faisceau.

c) *Préparation des échantillons.* — Nous avons découpé soit des aiguilles cylindriques suivant OX' ou OY', soit des plaques minces (environ 0,04 mm) suivant le plan X'OY' prélevées soit au centre des copeaux soit sur le bord de frottement de ceux-ci. Ces divers échantillons ont été obtenus à la lime douce, finis au papier émeri 000 et décapés électrolytiquement dans un bain de Jacquet (25 % d'acide perchlorique, 75 % d'acide acétique pur cristallisable) sur une profondeur suffisante (0,2 à 0,3 mm) pour enlever la couche perturbée due aux limages antérieurs.

Nous avons également préparé des échantillons plans pour diagrammes en retour avec le rayonnement d'une anticathode de fer. Le plan examiné devait être perpendiculaire à une direction déterminée du trièdre OXYZ défini plus haut. Signalons à ce propos qu'une des grosses difficultés de cette étude a été la préparation par voie mécanique et électrolytique d'échantillons d'épaisseur homogène et de l'ordre de quelques centièmes de mm, ou de coupes planes bien définies, sur des copeaux fragiles, de forme souvent irrégulière et d'épaisseur de l'ordre de 1 mm. Cet inconvénient s'est révélé particulièrement sensible pour l'étude particulière de la structure orientée de la zone de déformation de frottement car nous devions être certains que la plaquette était prélevée uniquement dans cette zone, ce qui imposait la préparation suivante : limer le copeau sur une seule face jusqu'à arriver à environ 0,05 mm du bord de frottement, et, ensuite, décaper électrolytiquement sur cette même face en évitant le plus possible d'attaquer la surface vierge de frottement, ce qui posait certains problèmes pratiques.

Choix des échantillons, précision, repérage. — Nous nous sommes limités aux copeaux continus et nous les avons choisis le plus rectilignes possible. En effet, un copeau à grande courbure n'est pas utilisable pour cette étude car on peut penser, à priori, que la disposition orientée, si elle existe, varierait le long du copeau, ce qui rendrait pratiquement ininterprétables les radiogrammes obtenus.

Le plan de référence pour les différentes préparations précédentes est alors bien défini par le plan de frottement du copeau sur l'outil. Il subsiste néanmoins une inconnue : le sens du vecteur de déplacement du copeau pendant la coupe. S'il est possible parfois de l'estimer d'après le faciès extérieur du copeau, la méthode la plus sûre consiste pourtant à faire une coupe micrographique et à noter le sens d'écoulement des grains déformés (fig. 31). C'est en procédant ainsi que nous avons pu repérer en sens le trièdre OXYZ sur chaque échantillon ayant servi à l'analyse radiocristallographique. Cette opération les rendait évidemment inutilisables car nous devions les enrober avant polissage et examen micrographique et multipliait les préparations. Nous avons considéré néanmoins cette précaution comme *essentielle*.

Nous estimons à $\pm 5^\circ$ la précision avec laquelle nous connaissions la position de OXYZ par rapport au faisceau de rayons X.

2. — Etude de l'orientation.

Méthode. — Dans un métal ou alliage dont les cristaux sont complètement désorientés, les anneaux de diffraction DS sont d'intensité homogène si le nombre des cristaux est suffisant. Par déformation plastique un certain volume de métal peut prendre une orientation bien déterminée par rapport à un vecteur F. Cette similitude d'orientation des cristaux se traduit sur les anneaux DS par des renforcements en des endroits dépendant de l'orientation de ce vecteur par rapport au faisceau de rayons X et par rapport à la normale au plan réticulaire considéré.

La configuration d'un tel ensemble de cristaux se comporte au point de vue de la diffraction d'un faisceau monochromatique comme un monocristal tournant. C'est le cas des métaux qui ont subi une déformation de révolution.

Il peut se faire que non seulement un axe cristallographique $\langle uvw \rangle$ mais aussi un plan $\{ hkl \}$ déterminé soient parallèles dans tous les cristaux à une certaine dispersion près. Le polycristal se comporte alors comme un monocristal oscillant et le diagramme DS obtenu sera un diagramme de cristal tournant auquel il peut manquer des taches.

Le problème général revient :

- 1) à l'identification cristallographique du vecteur $\vec{F}$ et éventuellement de ce plan P.
- 2) à leur détermination par rapport au trièdre OXYZ défini plus haut.

Principe de la méthode d'identification cristallographique de $\vec{F}$. — Sur la figure 30 qui résume la géométrie de la diffraction sur un plan $\{ hkl \}$, on voit que le pôle d'un plan de réflexion $\{ hkl \}$ déterminé, le centre de la sphère de réflexion et le point d'impact du faisceau réfléchi sur un film plan perpendiculaire au faisceau de rayons X, sont dans un même plan faisant l'angle α avec la direction verticale supposée être celle du vecteur $\vec{F}$. L'angle ρ entre le pôle du plan de réflexion et le vecteur $\vec{F}$ est tel que

$$\cos \rho = \cos \alpha \cdot \cos \Theta$$

si le faisceau est normal à $\vec{F}$ et Θ l'angle de Bragg du plan $\{ hkl \}$ considéré.

On peut ainsi déterminer une série de valeurs de ρ pour différents plans à l'aide des angles α mesurés sur les clichés et les indices cristallographiques du vecteur $\vec{F}$ peuvent en être déduits à l'aide d'une table d'angles des directions cristallographiques.

Ce vecteur une fois identifié, si des taches manquent par rapport au diagramme de cristal tournant équivalent, ou si la position des taches se modifie lorsqu'on fait tourner l'échantillon autour du vecteur $\vec{F}$, on peut admettre qu'un plan est également « orienté » et déterminer ses indices.

Les résultats de ces méthodes peuvent être vérifiés par des méthodes particulières dont nous donnerons des exemples :

Elles consistent :

1) Dans le cas d'une orientation mineure à faire réfléchir, de façon sélective, au moyen de rotations appropriées, le plan cristallographique perpendiculaire à cet axe mineur.

2) On peut utiliser, s'il s'en trouve, des rayonnements de longueur d'onde telle que l'angle de réflexion de Bragg d'un plan $\{ hkl \}$ soit égal à l'angle de ce plan et de la direction $\langle uvw \rangle$ commune aux cristaux. Si l'on place cette dernière colinéairement au faisceau, tous les cristaux orientés $\langle uvw \rangle$ seront en position de réflexion sélective.

La détermination de F dans le plan $X'OZ'$ a été faite à partir des micrographies de chaque échantillon et des valeurs connues de la direction de l'effort résultant et de l'angle de cisaillement (déterminé par des méthodes classiques).

Remarque. — Une méthode classique de détermination des axes de fibres repose sur l'observation de l'alignement des renforcements des différents anneaux DS parallèlement à la ligne équatoriale. Cet alignement sur des lignes de couche provient de l'équidistance $duvw$ des atomes disposés sur une ligne parallèle à l'axe de fibre $\langle uvw \rangle$.

Les conditions de cette méthode sont que la chambre soit cylindrique et l'axe de fibre présumé suivant l'axe de ce cylindre.

Cette dernière condition étant difficilement compatible avec la forme même du copeau (il faudrait découper une aiguille dans le copeau telle que celle représentée sur la *figure 31* avec une grande précision) nous n'avons pu utiliser cette seconde méthode.

Hypothèse de base de l'étude des structures orientées.

Nous avons admis que si la coupe orientait les cristaux par rapport à une direction déterminée, celle-ci devait se trouver dans le plan XOZ qui est le plan de la déformation supposée être indépendante de l'abscisse courante sur OY .

*
**

R É F É R E N C E S

- [1] W.S. Farren, G.I. Taylor. *Proc. Phys. Soc.*, décembre 1924, p. 422.
- [2] M.B. Bever, E.R. Marshall, L.B. Ticknor. *Journal of Applied Physics*, 24, n° 9, septembre 1953.
- [3] K.J. Trigger, B.I. Chao. *Trans. ASME*, 73, 1951, p. 57-68.
- [4] Cf. référence [4] du chapitre I.

FIG:1

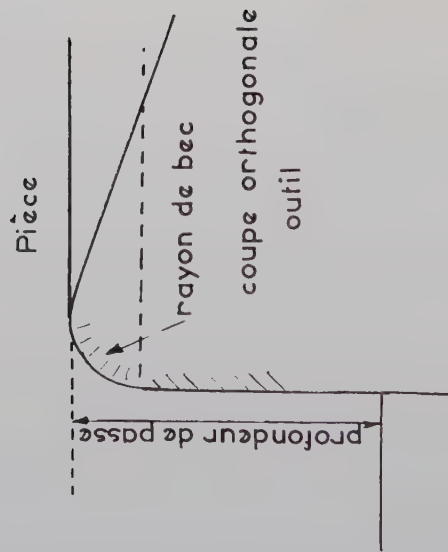


FIG:3

Montage du porte outil
dynamométrique et ses jauges

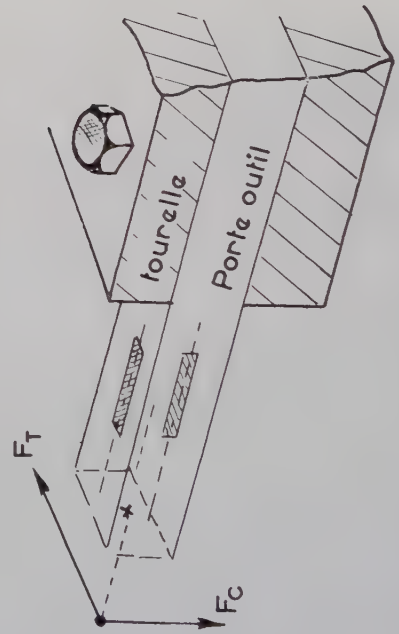


FIG:2

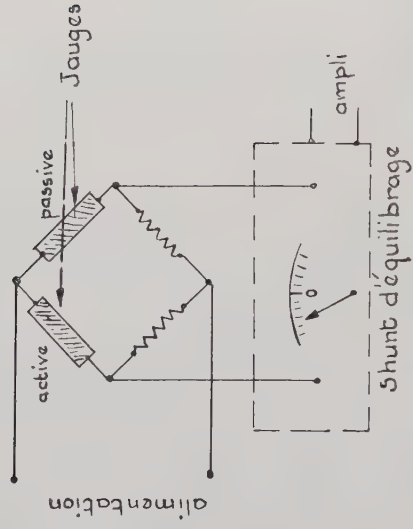
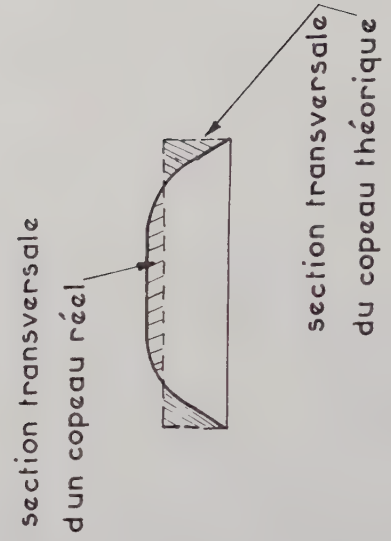


FIG:4



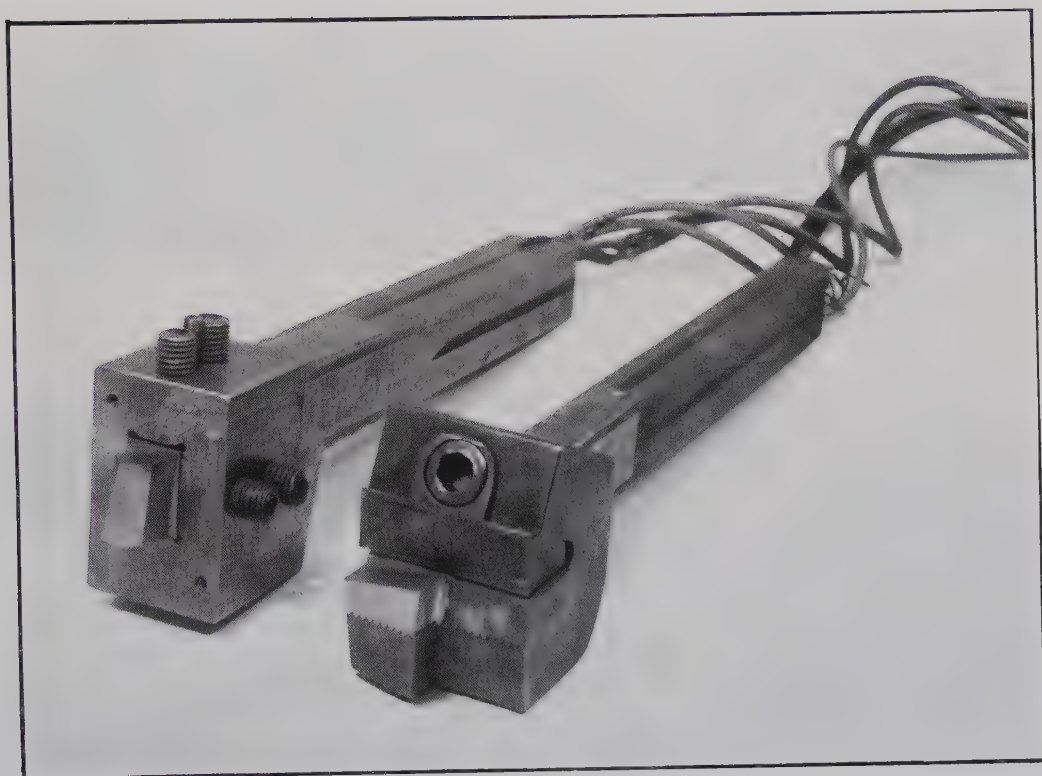


Fig. 3 bis. — Porte-outils dynamométrique à jauge de contraintes

Fig. 6. — Géométrie du rayonnement.

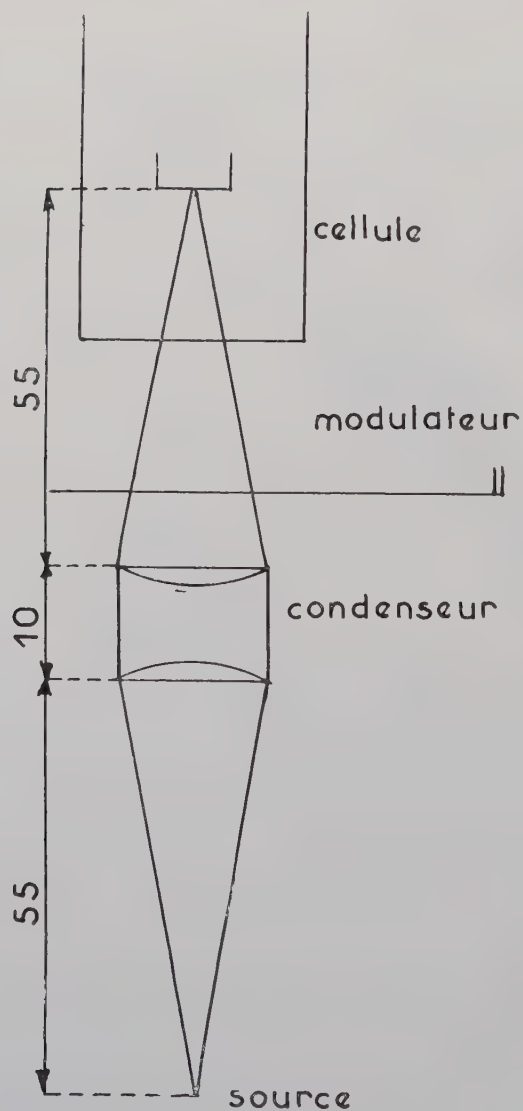


Schéma optique

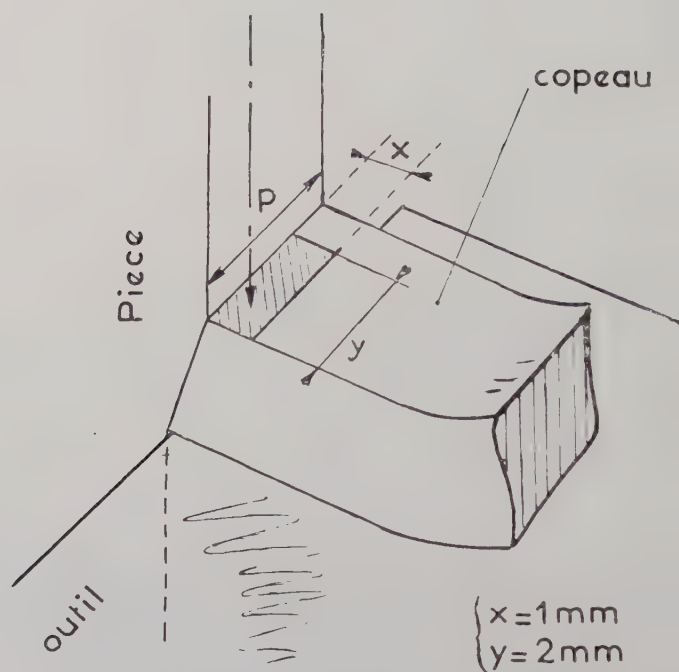


Fig. 5

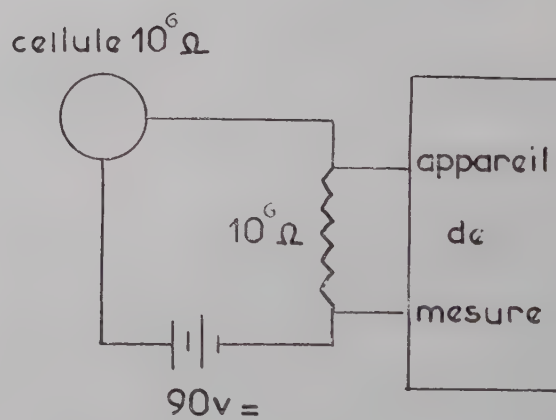


Fig. 7. — Schéma électrique

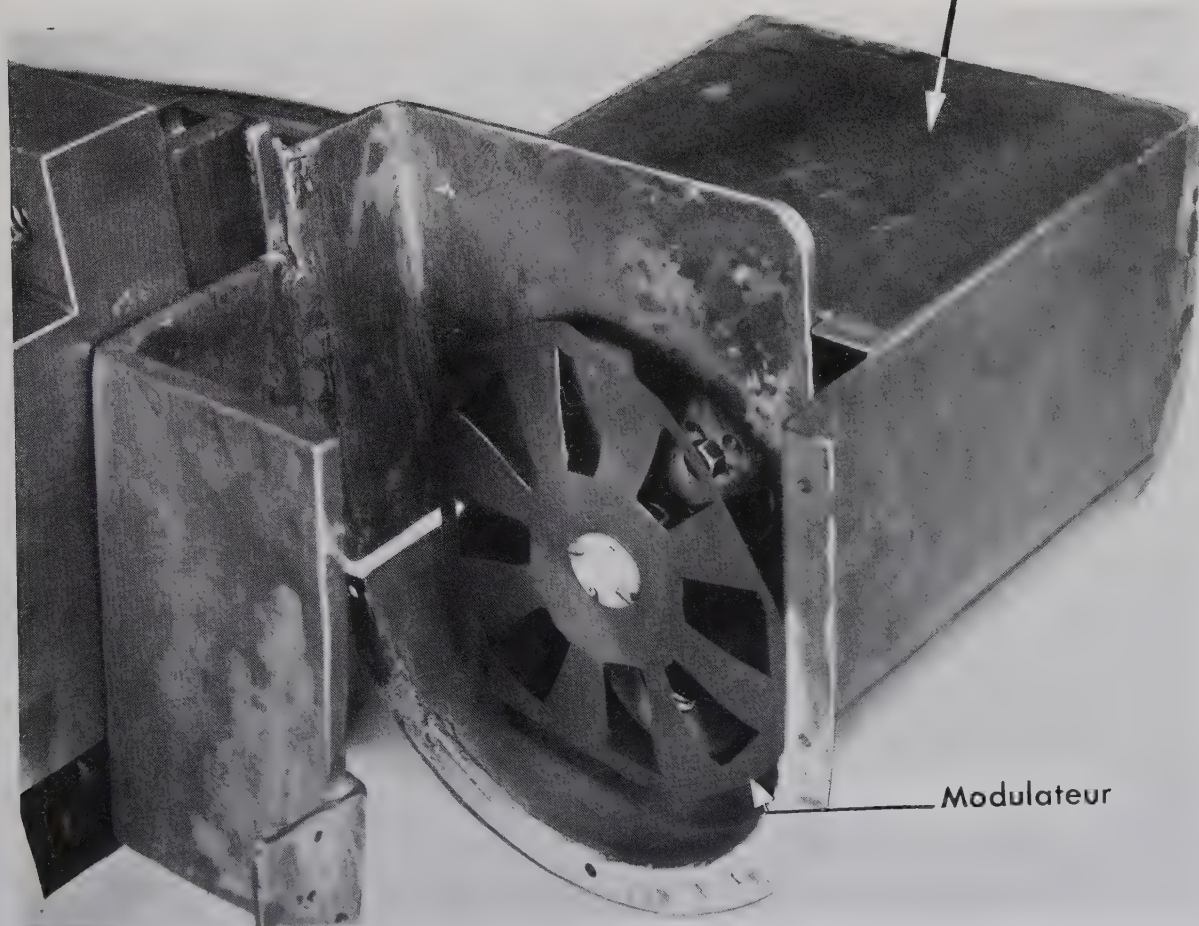
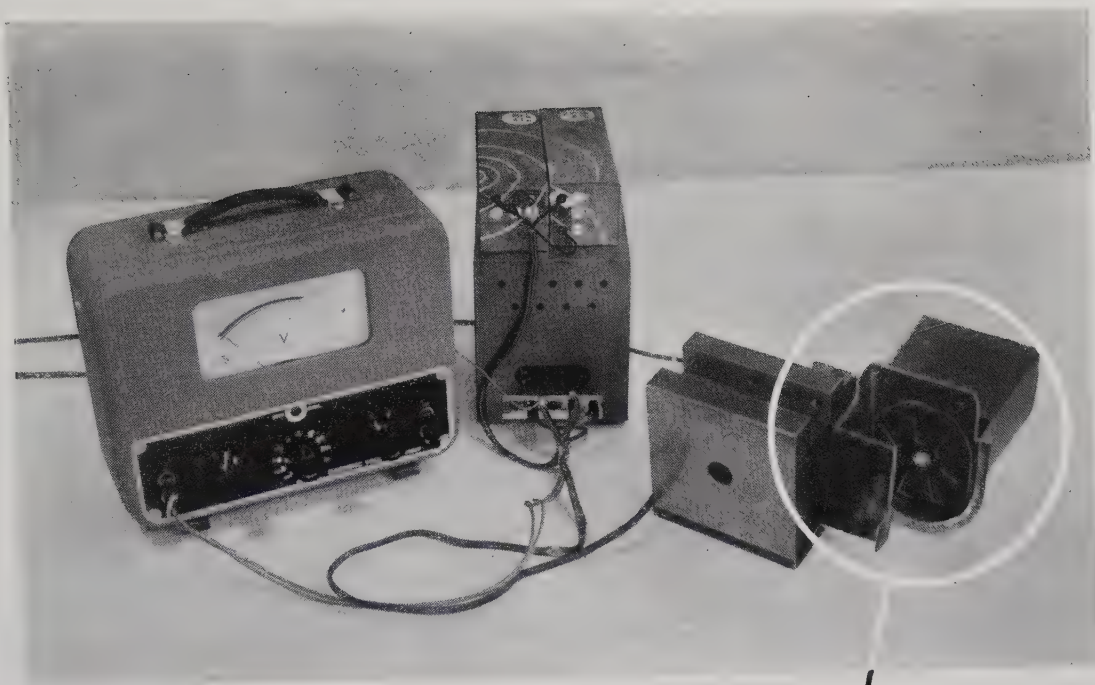


Fig. 7 bis

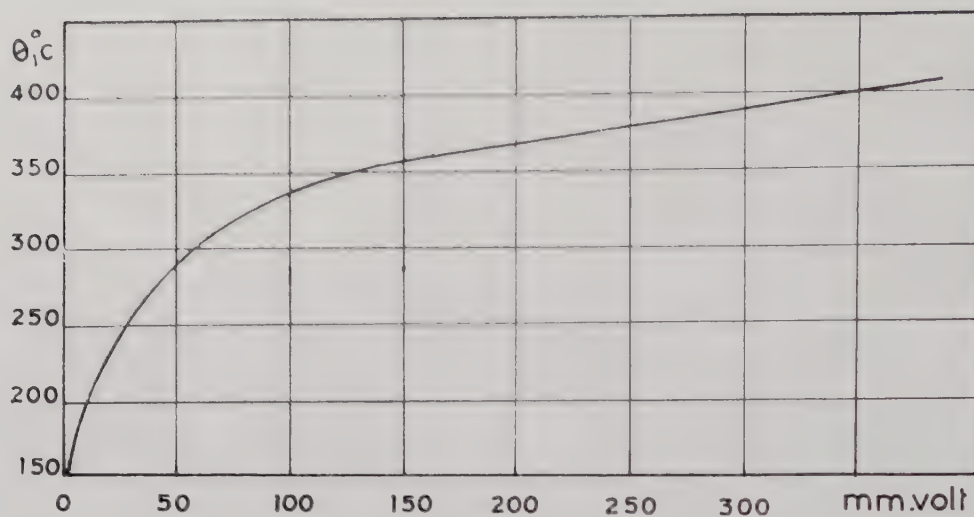


Fig. 8. — Courbe d'étalonnage du dispositif de mesure de θ_1 , par rayonnement infra rouge (cas d'un acier Cr-Mo)

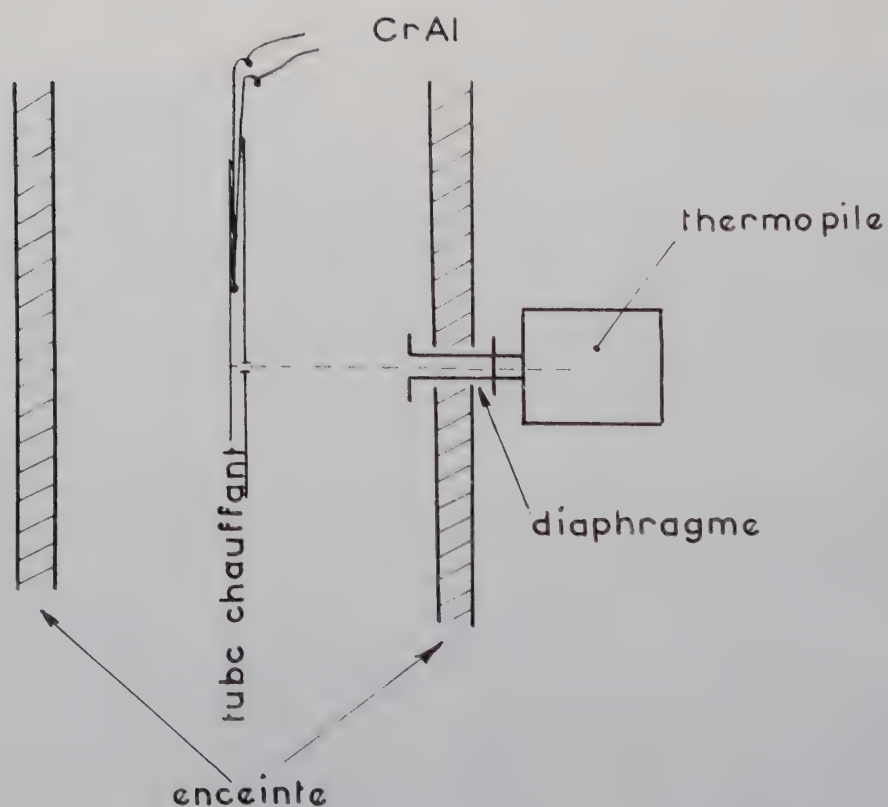


Fig. 9. — Schéma de principe de la mesure du pouvoir émissif d'une surface métallique sous atmosphère d'azote

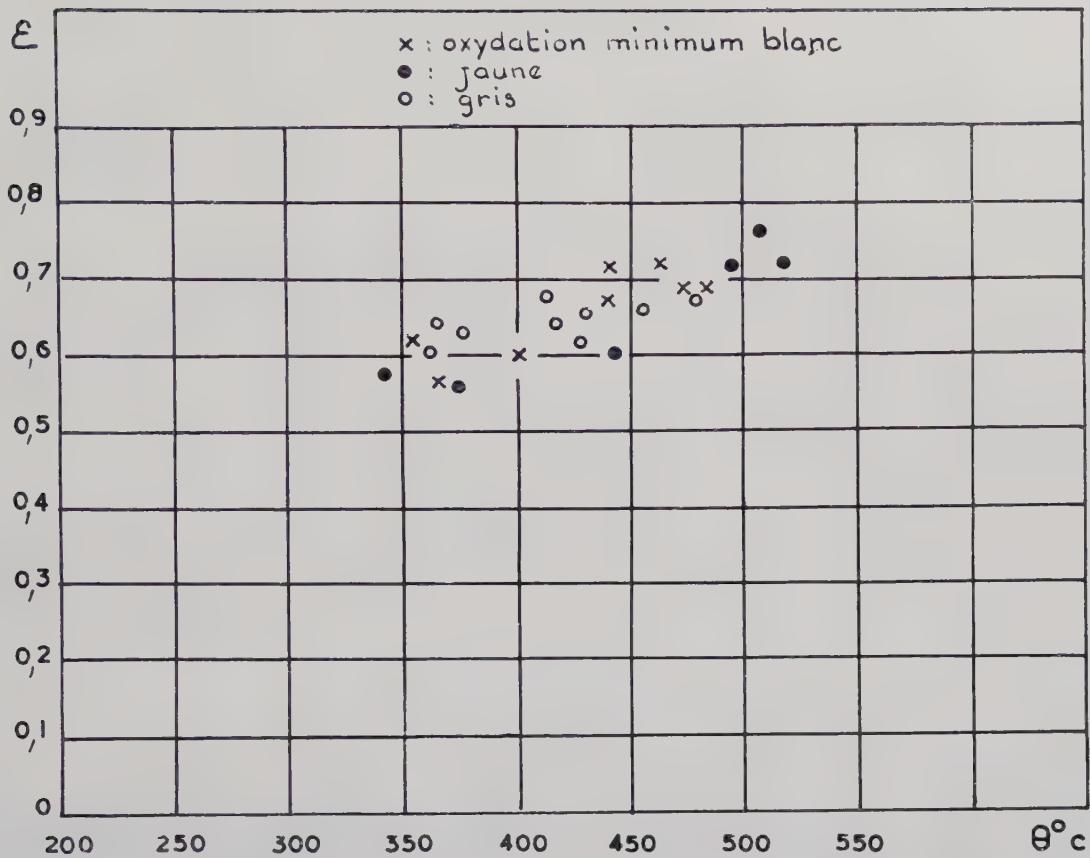


Fig. 10. — Pouvoir émissif d'un acier Cr-Mo en fonction de l'état d'oxydation

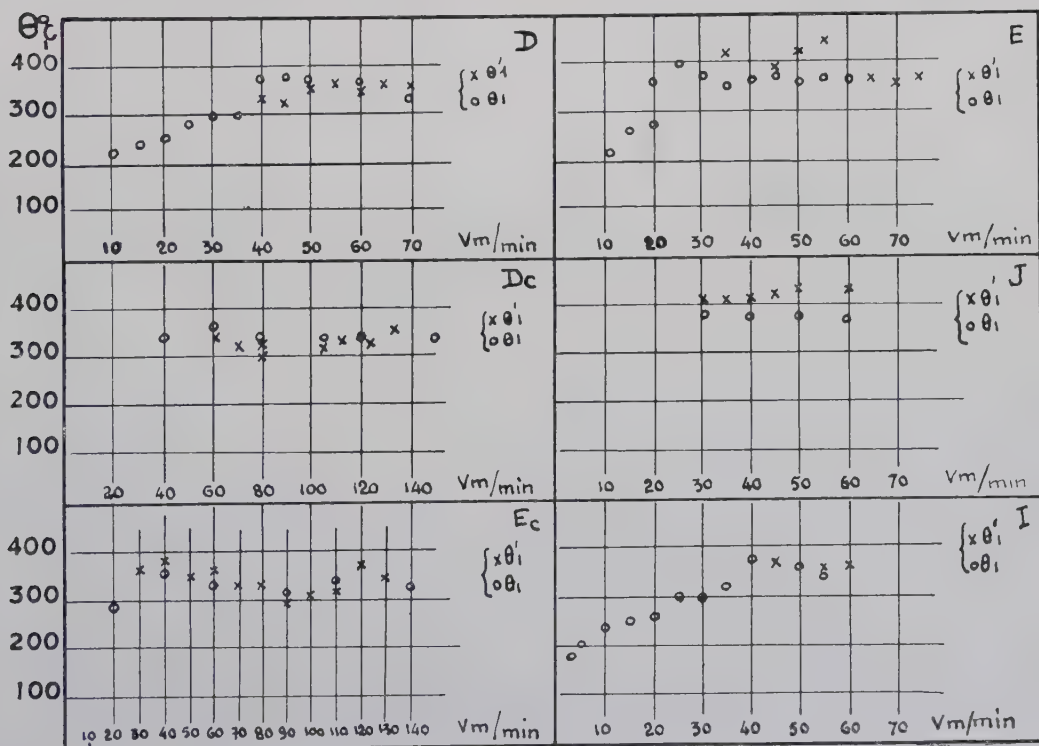


Fig. 11. — Comparaison des valeurs calculées θ'_1 et mesurées θ_1

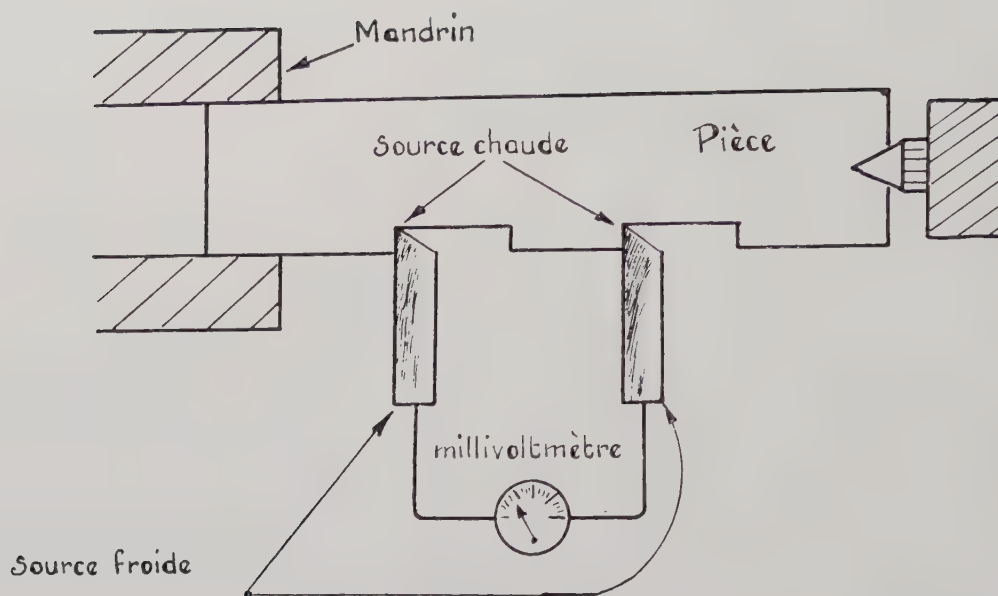


Fig. 12. — Schéma de principe de la méthode des 2 outils pour la mesure de la température de coupe

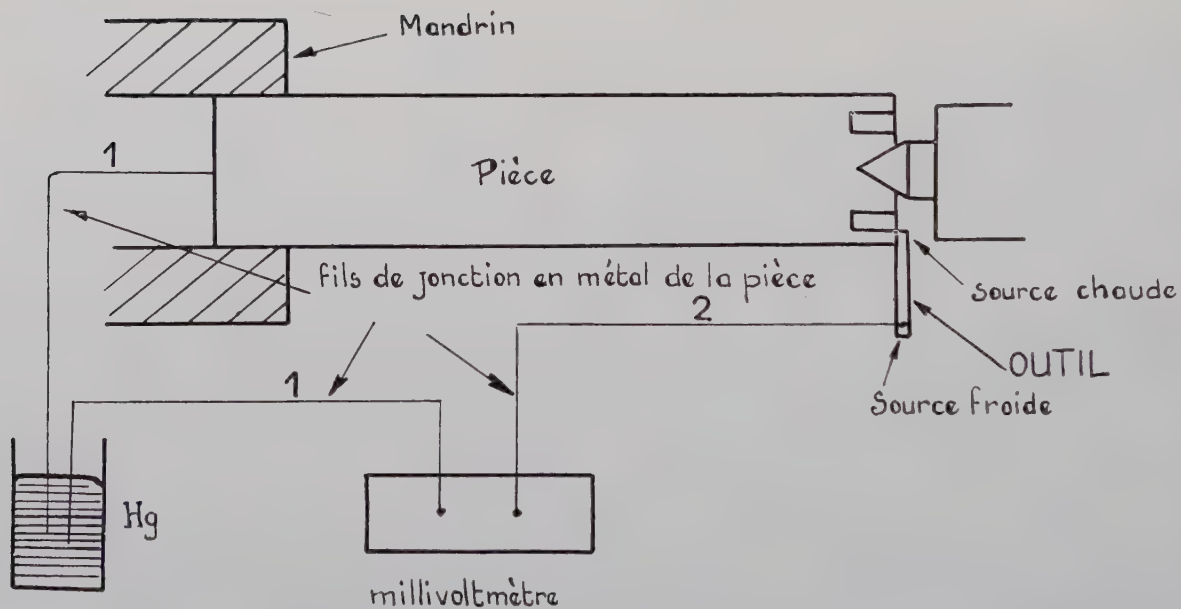


Fig. 13. — Schéma de montage du couple outil pièce de GOTTWEIN et HERBERT

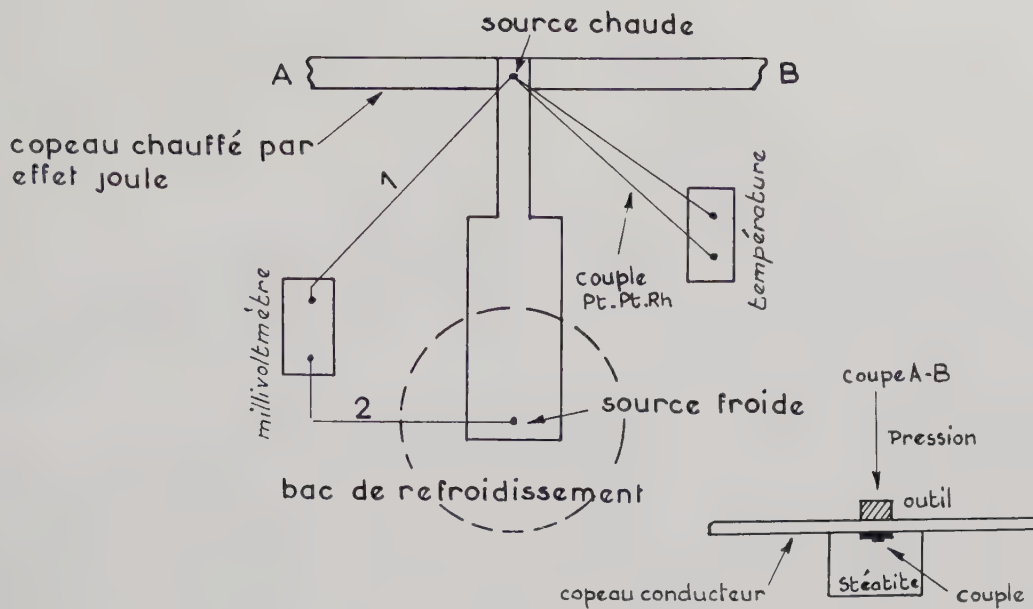


Fig. 14. — Schéma de l'étalonnage du couple outil pièce

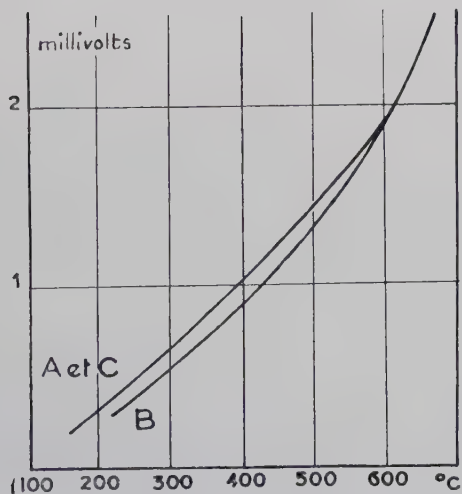


Fig. 15. — Courbe d'étalonnage du couple de GOTTWEIN dans le cas d'un acier Cr-Mn. Repères A - B - C

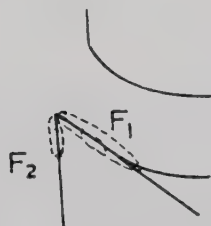


Fig. 16

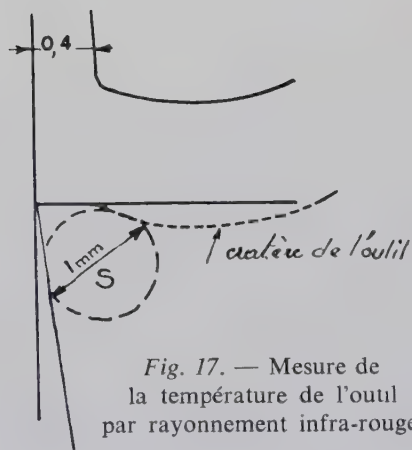


Fig. 17. — Mesure de la température de l'outil par rayonnement infra-rouge.

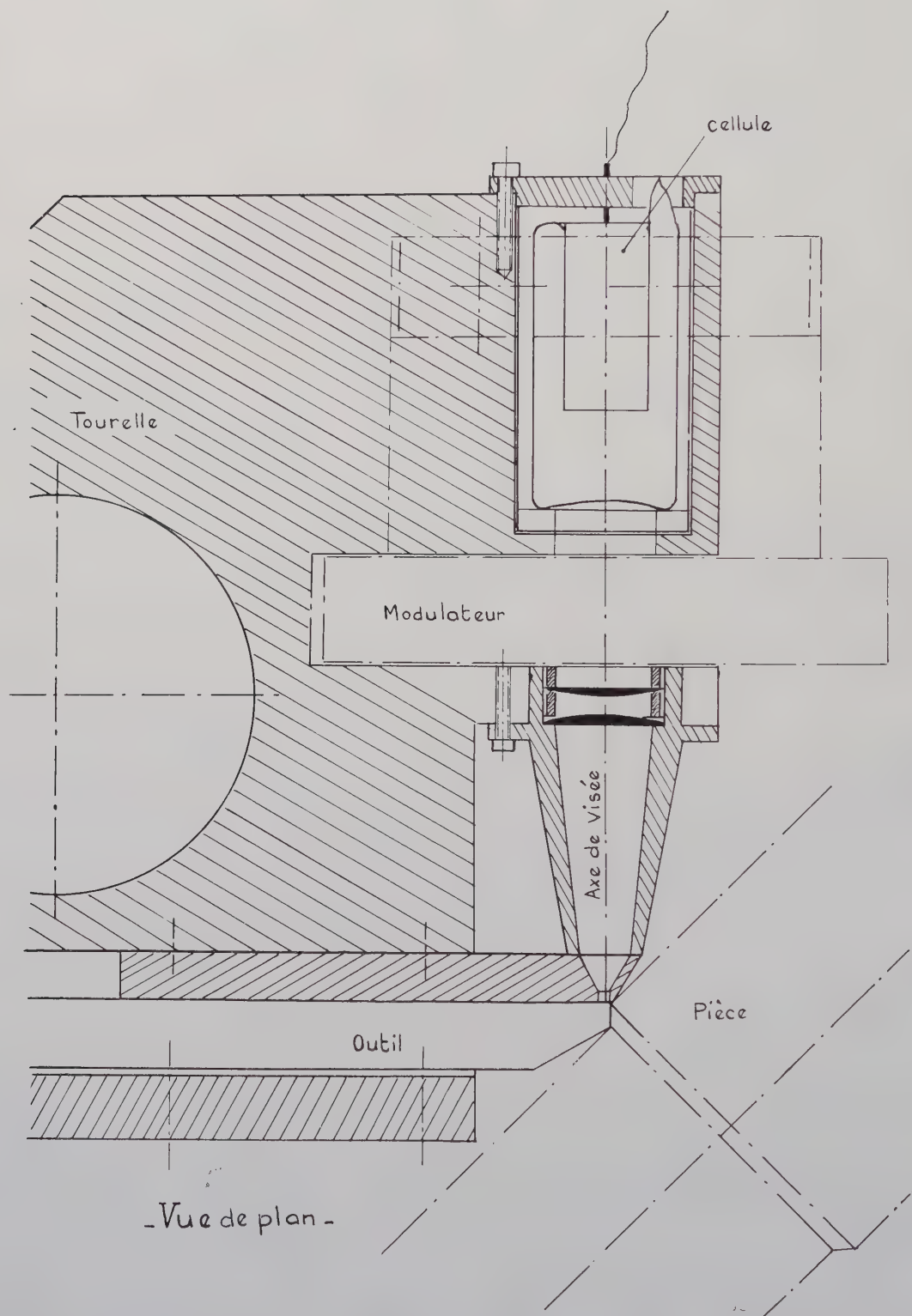


Fig. 18. — Tourelle de mesure de la température de l'outil

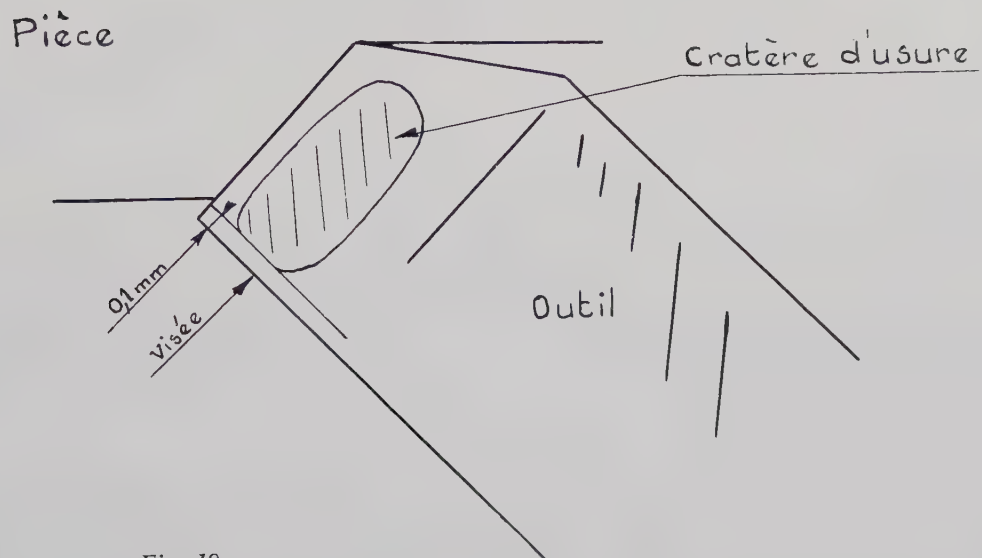


Fig. 19

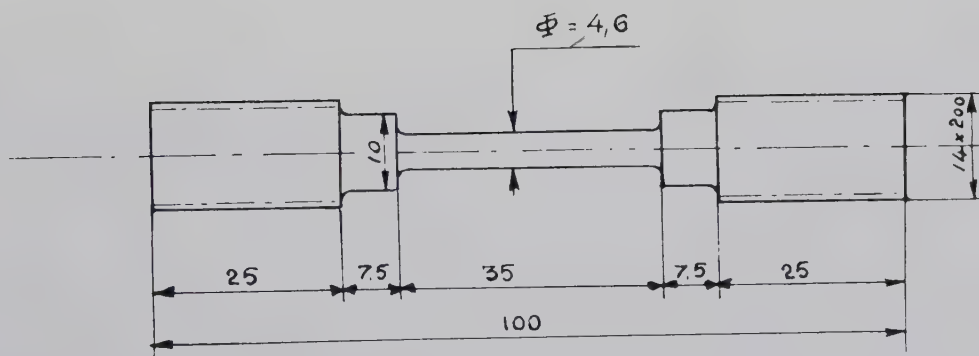
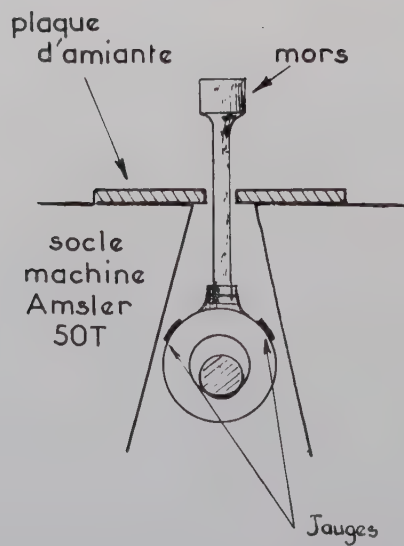
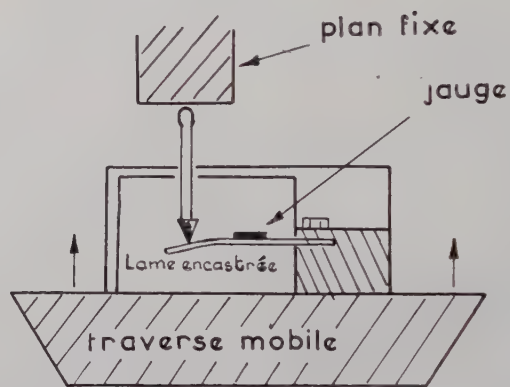
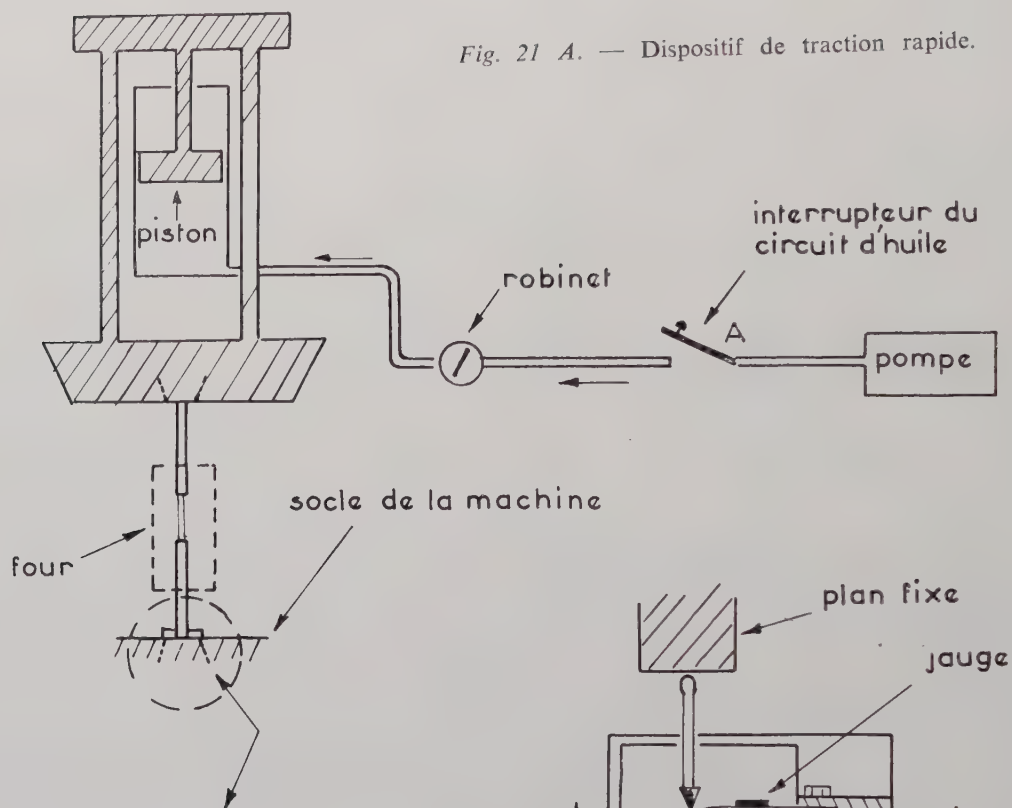


Fig. 20. — Epreuve de traction par choc



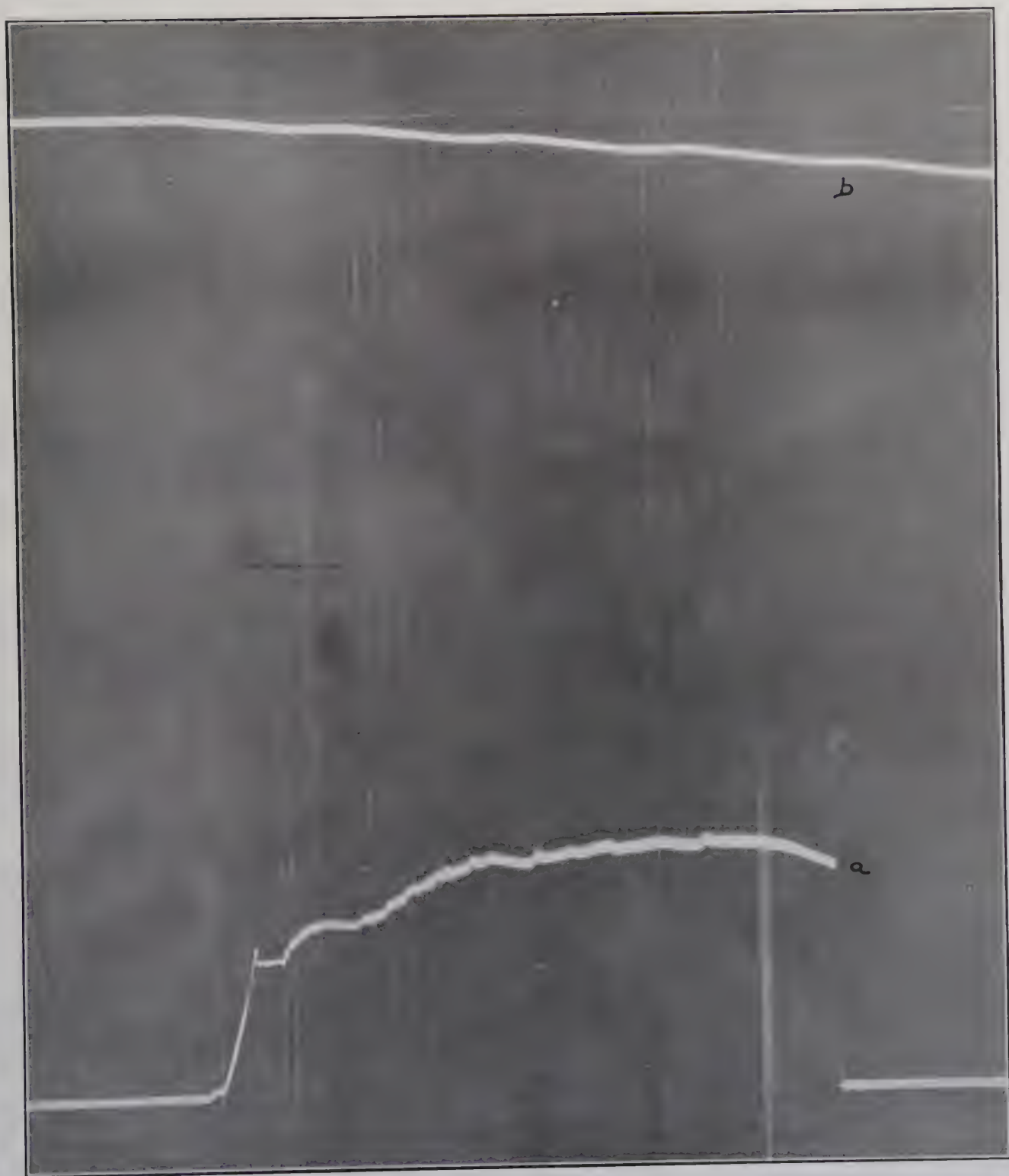
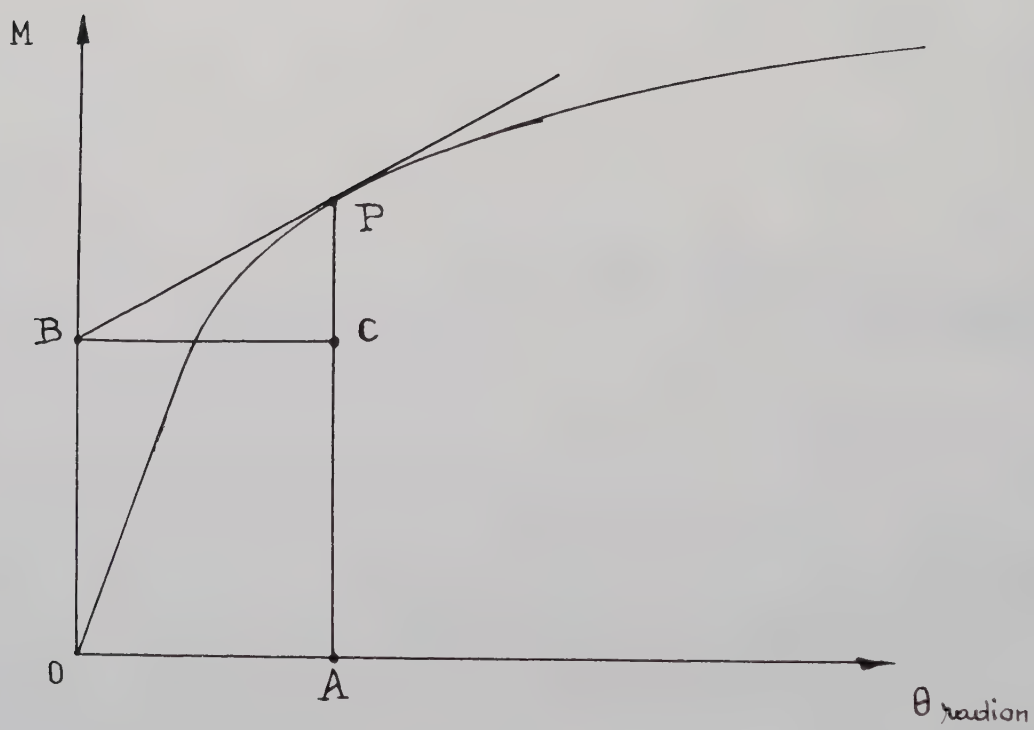


Fig. 23. — Enregistrement des efforts-allongements en traction rapide



$$\tau = \frac{CP + 3AP}{2\pi r^3}$$

Fig. 23 bis

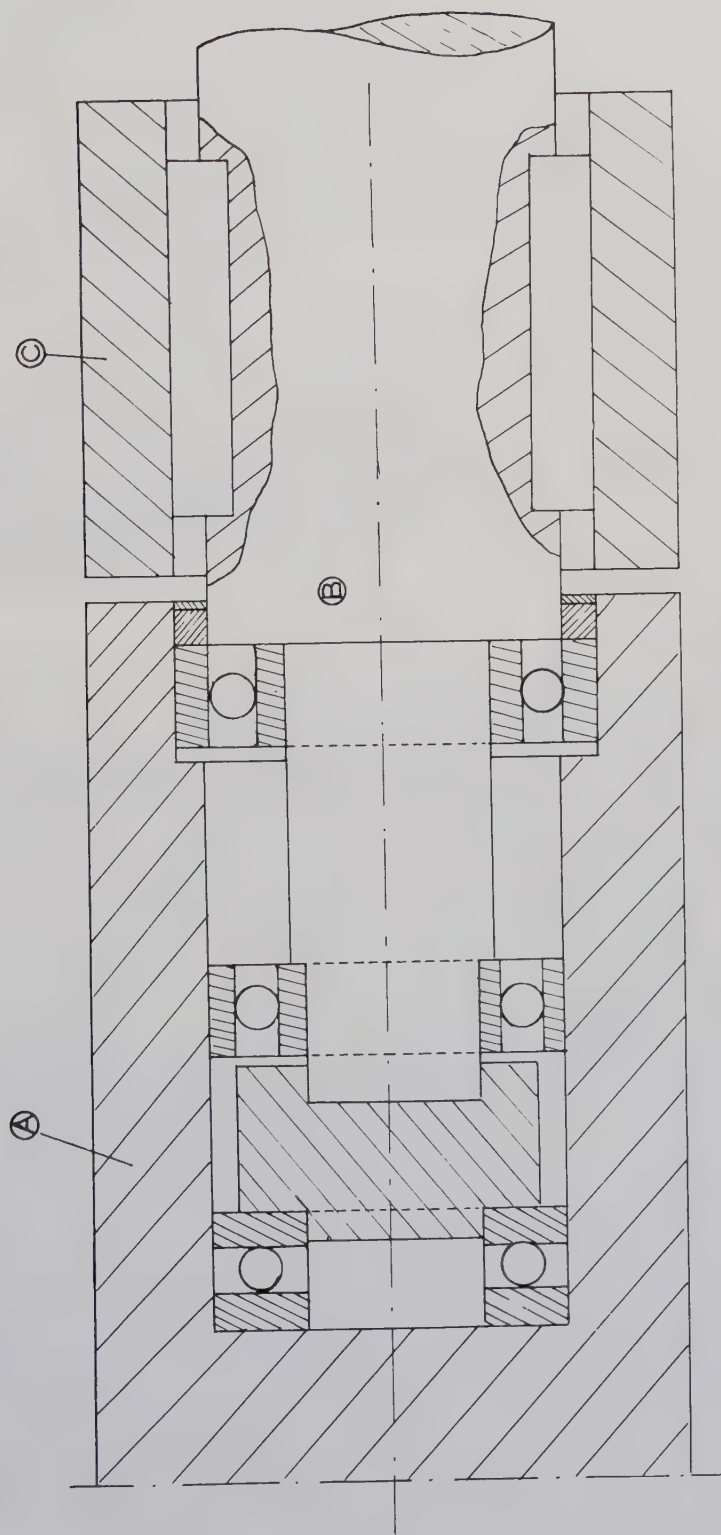


Fig. 24. — Système d'entraînement pour essai de torsion

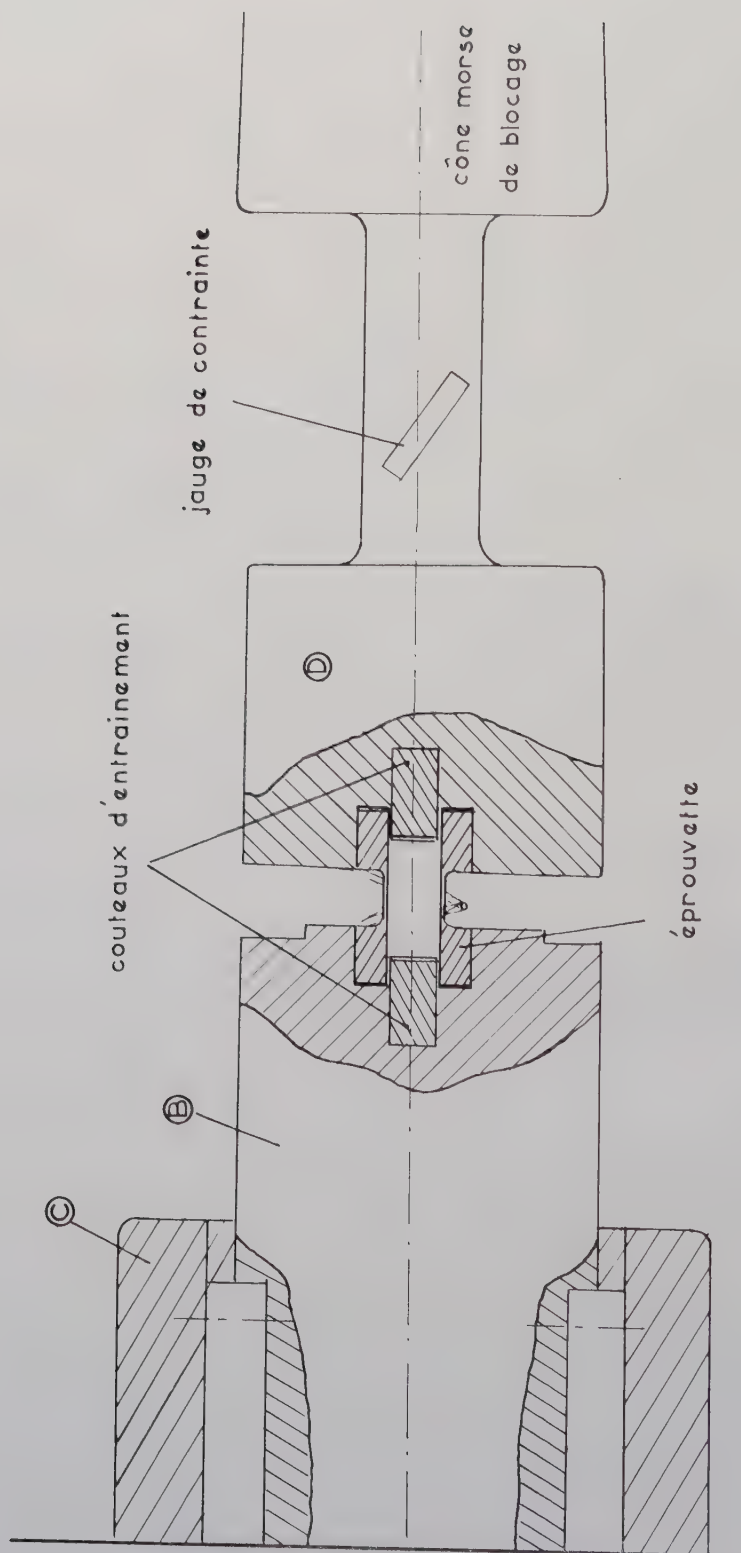
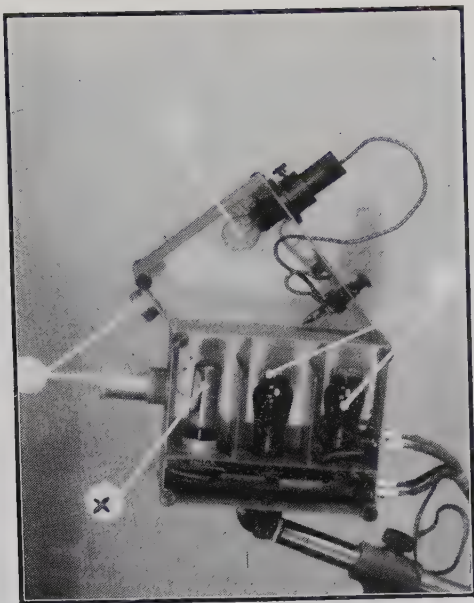


Fig. 26



Détail de la méthode de mesure
de la déformation angulaire
(cellule X)

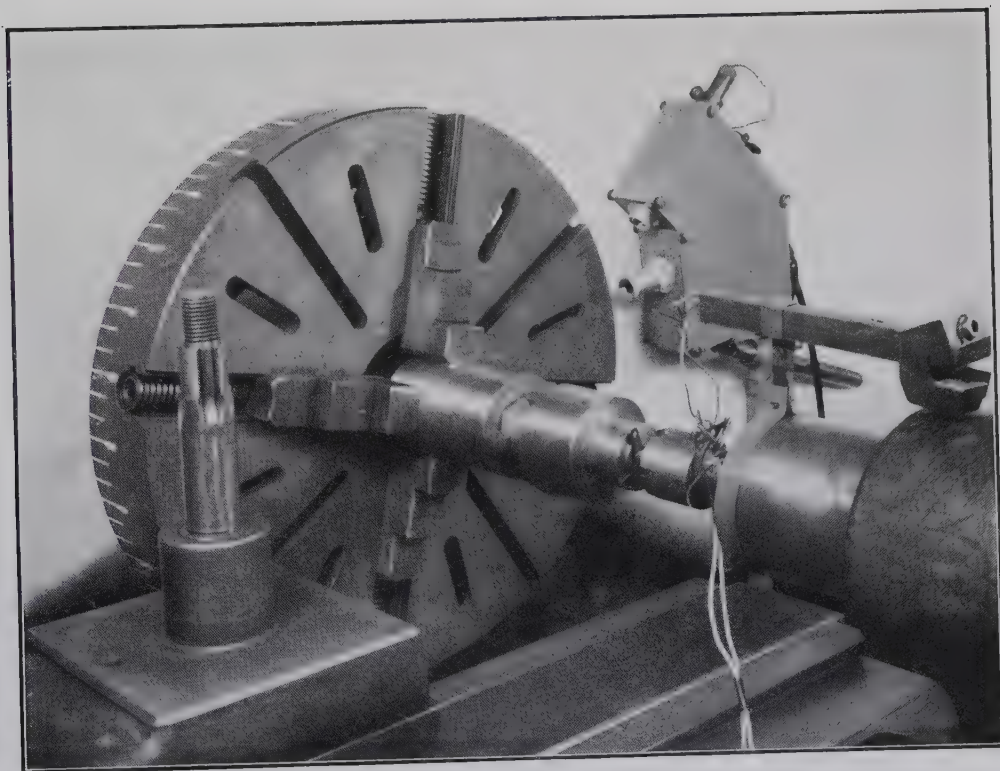


Fig. 27. — Appareillage de torsion dynamique

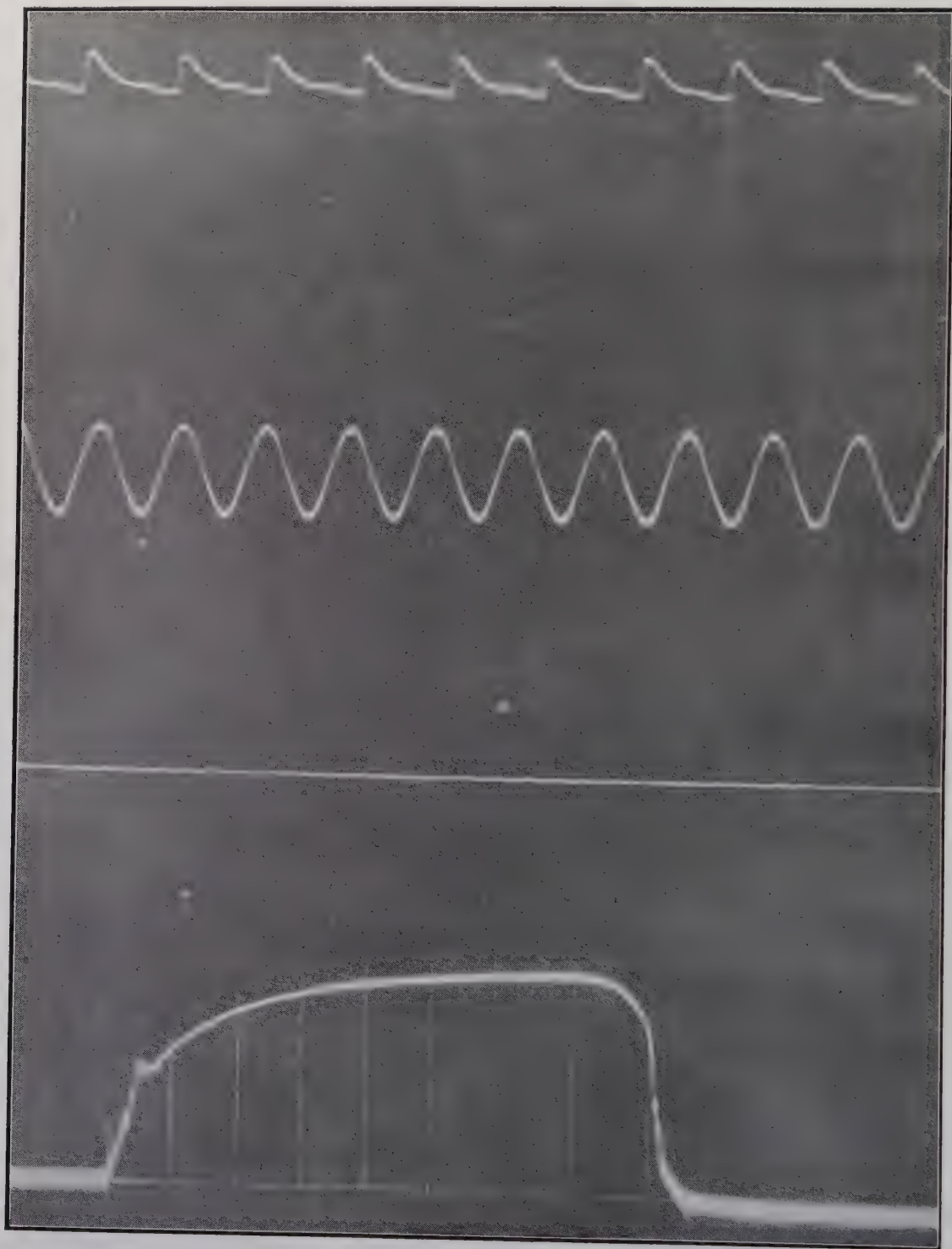


Fig. 28. — Exemple d'enregistrement du couple de torsion et de la déformation angulaire ($l_0 = 1 \text{ mm}$).

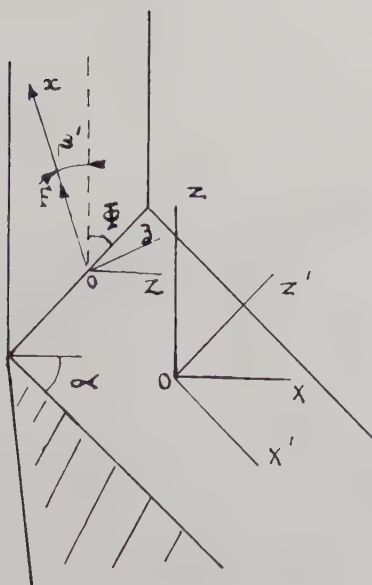


Fig. 29. — Définition des différents systèmes d'axes employés. L'axe OY commun est perpendiculaire au plan de la figure

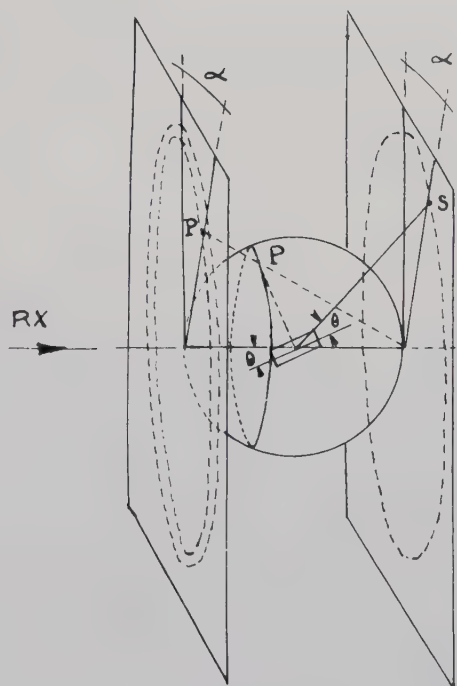


Fig. 30. — Relation angulaire entre un plan cristallographique, le faisceau diffracté et la projection stéréoscopique

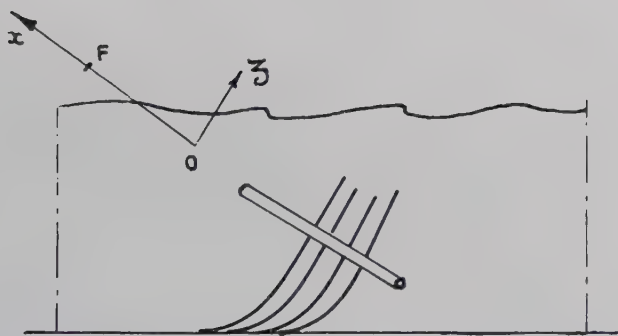


Fig. 31. — Prélèvement d'une aiguille coaxiale à l'effort de coupe

CHAPITRE III

ÉTUDE DU MÉCANISME DE DÉFORMATION PRINCIPAL RÉSULTATS ET DISCUSSION

La première partie de ce chapitre sera consacrée à l'étude de l'état déformé lui-même, et en particulier aux orientations privilégiées que provoque la coupe.

Dans la seconde partie, nous essaierons de dégager les formes possibles de la loi de consolidation dans la coupe par comparaison avec les lois connues en traction simple et torsion.

PREMIÈRE PARTIE

ÉTUDE DES STRUCTURES ORIENTÉES PROVOQUÉES PAR LA COUPE

A. — Résultats concernant les alliages cristallisant dans le système de cubes centrés.

Nous donnerons des résultats de l'étude de trois aciers dont chacun a subi différents traitements, repérés A B C D E I J. Ces résultats concernent des copeaux obtenus dans des conditions variables d'avance, de vitesse et de pente d'affûtage. Sur des clichés obtenus en plaçant le plan X'OZ' (c'est-à-dire l'axe de fibre) perpendiculairement au faisceau, on voit sur les premiers anneaux DS } 100 { } 200 { } 220 { que les copeaux d'usinage possèdent une structure orientée assez nette. Nous ne disposons, pour la déterminer de façon précise, pratiquement, que des deux premiers anneaux de diffraction. Il est nécessaire de faire une hypothèse sur la direction de l'axe de fibre dans le plan X'OZ'. En effet, dans le cas de structures orientées par traction simple, étirage et même laminage, on sait que l'axe de fibre est dirigé suivant le sens de la déformation la plus grande du métal, alors que par compression simple on sait au contraire que l'axe de référence est l'axe de compression ; dans le cas de la coupe, le problème n'est pas si simple et la direction de l'axe de fibre n'est pas connue a priori. Etant donné le petit nombre de taches dont nous disposons pour l'identifier et leur largeur angulaire dans le plan XOZ, on peut si l'on se fixe une direction déterminée par l'angle λ par rapport à OX par exemple, et telle qu'elle soit un axe de symétrie pour l'ensemble des taches, trouver des indices uvw de cet axe de fibre.

Nous sommes partis du principe que $\langle uvw \rangle$ devait être un axe d'indices simples et nous avons mis à l'épreuve les deux hypothèses suivantes pour le choix de λ .

1) La première hypothèse, qui est d'ailleurs suggérée par Hill [1] consiste à supposer que l'axe de fibre est défini, suivant la ligne de plus grande elongation du grain déformé, par l'angle λ_1 , de la *figure 1*. Nous avons repéré cette dernière sur des radiogrammes et il se trouve que, dans certains cas, cette direction passe par le centre d'un renforcement de l'anneau } 110 { , et que les autres taches de l'anneau } 110 { font avec

celle-ci un angle compris entre 50 et 65° compte tenu de la largeur angulaire de ces renforcements. On pourrait donc penser, en premier lieu, à une orientation $\langle 110 \rangle$ autour d'un axe de fibre qui serait la direction d'élongation maximum des cristaux déformés par la coupe. Cette orientation ne serait d'ailleurs pas de révolution, car les taches $\{ 110 \}$ perpendiculairement à l'axe de fibre seraient absentes.

Nous n'avons pas retenu cette hypothèse pour deux raisons :

a) Il arrive très souvent que les valeurs de λ_1 mesurées sur les micrographies et sur les radiogrammes soient nettement incompatibles. Les radiogrammes indiquant des valeurs en général plus faibles.

b) La position des taches de l'anneau $\{ 200 \}$ ne peut correspondre à une orientation $\langle 110 \rangle$. Elles devraient être, en effet, en prenant le point d'impact du faisceau comme centre, sur des rayons formant un angle de 45° avec l'axe de fibre présumé, donc sur des rayons orthogonaux entre eux. Or, les centres de ces deux taches de l'anneau $\{ 200 \}$ qui sont situées de part et d'autre de la direction définie par λ_1 sont sur des rayons faisant entre eux un angle de 70° .

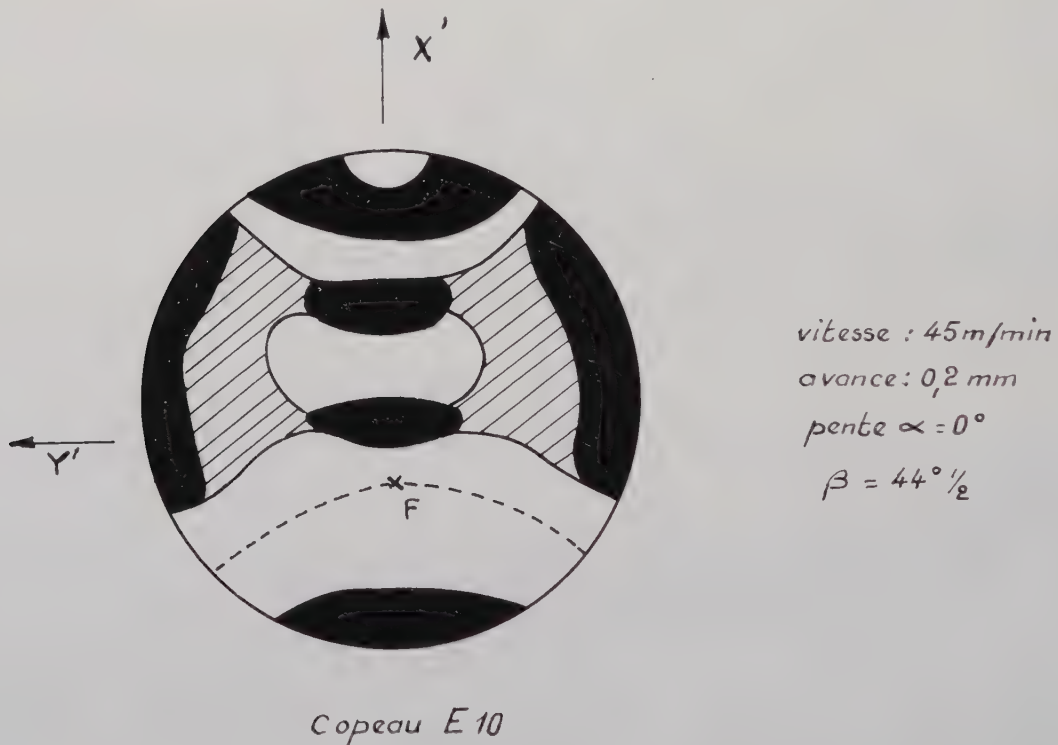


Fig. a 4

2) Selon la seconde hypothèse, la direction intéressante est celle de l'effort résultant OF. Les essais de coupe ont permis de la déterminer pour chaque copeau particulier et nous l'avons également repérée sur chaque radiogramme. Elle donne lieu aux observations suivantes :

- (1) taches $\{ 110 \}$ symétriquement disposées par rapport à l'axe de l'effort et sur des rayons faisant un angle d'environ 35° avec lui ;
- (2) deux autres taches $\{ 110 \}$ sur la perpendiculaire à l'axe de l'effort ;
- (3) quatre taches $\{ 200 \}$ sur des rayons faisant 55° avec l'axe de l'effort ;
- (4) une tache $\{ 200 \}$ sur l'axe de l'effort.

Les observations [1], [2], [3] sont l'indication d'une orientation générale $\langle 111 \rangle$, autour d'une parallèle à l'axe de l'effort, tandis que l'observation [4] serait le fait de cristaux dont l'axe $\langle 100 \rangle$ serait paral-

lèle à l'axe de l'effort. On aurait donc affaire à une orientation majeure $\langle 111 \rangle$ et une orientation mineure $\langle 100 \rangle$. Cette dernière a d'ailleurs été mise en évidence plus nettement en faisant réfléchir, de façon sélective, le plan perpendiculaire à l'axe OF, c'est-à-dire en le mettant à $\Theta_{200} = 14^\circ$ (pour la longueur d'onde correspondant à l'anticathode de molybdène) par rapport au faisceau. Tous les plans $\{ 100 \}$, perpendiculaires à l'axe $\langle 100 \rangle$ des cristaux orientés suivant cette direction cristallographique participent alors à la réflexion. Sur les clichés obtenus (*cliché 2*) (*) on observe également sur le même rayon qui est ici à peu près horizontal, une tache $\{ 222 \}$, ce qui nous donne une indication sur l'amplitude de la désorientation de l'axe $\langle 111 \rangle$ des cristaux autour de l'axe OF qui doit être au moins égale à $\Theta_{222} - \Theta_{200} = 9^\circ$.

ETUDE DE L'ORIENTATION MAJEURE $\langle 111 \rangle$.

Cette orientation n'est pas de révolution, autrement dit, l'ensemble des cristaux orientés $\langle 111 \rangle$ n'est pas assimilable au point de vue diffraction par rayons X à un monocristal tournant autour d'un axe $\langle 111 \rangle$ mais se comporte plutôt comme le même monocristal oscillant autour d'une position moyenne. La position moyenne compatible avec les différents clichés obtenus en faisant varier l'angle du faisceau avec le plan XOZ est indiquée sur la *figure 2*.

Elle est caractérisée par la symétrie des éléments de glissement par rapport au plan XOZ et, en particulier, un plan $\{ 110 \}$ est perpendiculaire au plan XOZ, qui est de symétrie pour les directions $\langle 111 \rangle$ de ce plan $\{ 110 \}$. On peut prévoir qu'en irradiant le copeau perpendiculairement à XOY, on obtiendra (OX étant vertical) 2 renforcements de l'anneau $\{ 200 \}$ à 45° par rapport à la projection de OX, ainsi que deux renforcements de l'anneau $\{ 110 \}$ sur la ligne équatoriale du cliché, et deux autres sur la ligne verticale. Les *clichés 3* montrent qu'il en est bien ainsi, du moins sur la partie supérieure du cliché. Sur la partie inférieure, les renforcements sont moins marqués, en particulier sur l'anneau $\{ 200 \}$. Ceci peut provenir du fait que l'on a raisonné comme si l'axe $\langle 110 \rangle$, marqué d'une croix sur la *figure 2* était parallèle à OX, alors qu'il est en fait légèrement incliné sur les exemples que nous avons présentés.

Cette position moyenne des cristaux dans le copeau d'usinage est également mise en évidence sur la figure des pôles $\{ 110 \}$ que nous donnons ci-contre (*fig. a*) à titre d'exemple. Le plan de référence qu'est le plan de la figure est parallèle à X'OY'. L'axe de l'effort est marqué par une croix et se déplace le long d'un parallèle au cours de la rotation de l'échantillon.

**

B. — Résultats concernant des alliages cristallisant dans le système de cubes à faces centrées.

Nous avons étudié un alliage austénitique repéré L et un alliage léger repéré F.

De façon analogue à celle des alliages ferritiques, nous avons déterminé que les copeaux de ces alliages étaient orientés de telle manière qu'un axe $\langle 110 \rangle$ était sensiblement parallèle dans la majorité des cristaux à l'axe de l'effort résultant. Le comportement de l'ensemble, également, n'est pas équivalent au point de vue diffraction par rayons X à celui d'un monocristal tournant autour d'un axe $\langle 110 \rangle$ mais plutôt oscillant autour d'une position moyenne que nous avons dessinée sur la *figure 3* par rapport au trièdre OX'Y'Z' de référence. Cette position moyenne est également caractérisée par la symétrie des éléments de glissement par rapport au plan XOZ.

Les clichés obtenus sur divers copeaux correspondant à diverses conditions de coupe (*clichés 4, 5*), et pour diverses positions du trièdre OX'Y'Z' par rapport au faisceau donnent les systèmes de taches que l'on peut déduire du schéma *figure 3*. Nous avons pu confirmer d'autre part ce résultat par l'emploi d'une méthode particulière citée plus haut (chapitre II) et qui consiste à mettre l'axe de fibre présumé selon le faisceau de rayons X dont la longueur d'onde a été choisie de telle façon que l'angle de réflexion d'un plan cristallographique $\{ hkl \}$ soit égal à l'angle de ce plan et de l'axe de fibre. Il faut, de plus, pouvoir travailler en retour pour avoir une absorption uniforme du faisceau diffracté. Il n'est pas évident que ces trois conditions peuvent être réalisées simultanément. Une recherche méthodique des différentes possibilités dans ce domaine nous a néanmoins permis de trouver, pour certains alliages dont nous avons étudié la structure orientée, un plan et une longueur d'onde qui satisfassent aux conditions ci-dessus.

— pour le fer α et une orientation $\langle 111 \rangle$, il se trouve que le rayonnement d'une anticathode de cuivre est de longueur d'onde telle que l'angle de réflexion de Bragg, correspondant à l'anneau $\{ 200 \}$

(*) Les clichés sont groupés en annexe II p. 175-182.

et égal à 2° près à l'angle d'un plan $\{100\}$ et de l'axe $\langle 111 \rangle$ soit 35° . Avec le rayonnement d'une anticathode de nickel, on peut aussi voir que $\Theta_{200} = 55^\circ =$ angle d'un plan $\{110\}$ et d'un axe $\langle 111 \rangle$.

Il est évidemment préférable d'utiliser cette seconde coïncidence puisqu'elle permet de travailler en retour.

— pour l'aluminium, le rayonnement d'une anticathode de fer est de longueur d'onde telle que Θ_{222} est égal à l'angle d'un axe $\langle 110 \rangle$ et d'un plan $\{111\}$, soit 55° .

En utilisant ces coïncidences, on obtiendra sur un cliché pris en retour 2 ou 3 raies dont l'une correspond aux cristaux orientés $\langle uvw \rangle$ suivant la direction OF, et les autres aux cristaux désorientés. On voit la possibilité, que P. Bastien et J. Pokorny ont déjà signalée, d'une méthode quantitative élégante de dénombrement de grains orientés de façon déterminée, qui nous aurait permis, par exemple, de voir la variation du volume orienté en fonction d'un facteur de la coupe. Mais cette méthode est utilisable surtout dans le cas d'échantillons géométriques (tôles ou ronds) et dans le cas de copeaux, la précision médiocre de la coaxialité du faisceau et de l'axe OF rendrait aléatoire l'interprétation quantitative des résultats. Nous nous sommes donc contentés d'y voir un moyen de vérifier les orientations privilégiées, que nous avons déterminées plus haut par les méthodes classiques.

En ce qui concerne le fer α , la méthode s'est révélée pratiquement peu applicable pour la raison suivante: le rayonnement $k\alpha$ d'une anticathode de nickel excite les rayonnements de fluorescence du fer et nous n'avons pas trouvé de filtre tel qu'il absorbe beaucoup le rayonnement Fe $k\alpha$ sans trop absorber NiK α si bien que les clichés obtenus sont très noircis.

Au contraire, pour l'aluminium, cet inconvénient n'existe pas. Sur les radiogrammes obtenus, on voit nettement (clichés 5) que l'anneau $\{222\}$ représentant les cristaux orientés $\langle 111 \rangle$, est renforcé nettement dans la zone angulaire où les anneaux $\{311\}$ et $\{400\}$ sont au contraire moins intenses, et vice-versa.

Nous interprétons ces résultats comme une confirmation des schémas d'orientation indiqués plus haut (figure 3), du moins dans le cas des métaux cristallisant dans le système de cubes à faces centrées, car d'une part, une orientation $\langle 110 \rangle$ suivant l'axe de l'effort de coupe est nécessaire pour les expliquer, et d'autre part, ils montrent bien que l'orientation n'est pas de révolution autour de cet axe; dans ce cas en effet l'intensité des anneaux serait homogène, et, dans le cas d'un monocristal, on aurait au contraire un système de taches parfaitement défini.

**

Discussion des résultats.

Il se trouve que le type d'orientations privilégiées que nous observons sur les copeaux d'usinage d'alliages que nous avons étudiés est analogue aux structures orientées par compression simple que l'on signale dans la littérature. Toutefois, ce dernier type de déformation, qu'il soit réalisé par un effort uniaxial ou par une succession de laminages différemment orientés par rapport à l'axe de l'éprouvette (Barrett, Levenson), donne lieu à une orientation privilégiée qui est de révolution par rapport à l'axe de compression. Dans la coupe au contraire la déformation n'est pas de révolution autour de l'effort de coupe résultant et l'orientation privilégiée des cristaux qui en résulte est telle qu'un plan cristallographique déterminé est orienté, à une certaine dispersion près, de façon particulière par rapport à la géométrie générale de la coupe. La position moyenne de ce plan, qui est d'ailleurs un plan actif de glissement du système cristallin envisagé (plan (110) dans le cas des systèmes de cubes centrés, ou plan $(11\bar{1})$ dans le cas des systèmes de cubes à faces centrées) est orthogonale au plan XOZ et incliné d'un angle de 55° par rapport à l'axe de l'effort.

Nous verrons plus loin la relation qui existe entre la position moyenne de ce plan cristallographique et celle des éléments de glissement déterminée par l'intermédiaire de la théorie Merchant, en admettant que la limite de la zone de déformation principale est assimilable à un plan dit de cisaillement (chapitre I). Nous voulons rappeler au préalable les théories les plus récentes du mécanisme de formation d'orientations privilégiées dans un agrégat polycristallin par déformation plastique et plus particulièrement dans le cas de la compression simple.

Etude et discussion des mécanismes d'orientation des cristaux d'après les théories actuelles.

On sait que la déformation dans les cristaux métalliques se fait par deux mécanismes fondamentaux : glissement simple et maclage.

Accompagnant l'écoulement plastique, il existe trois modes possibles de réorientation du réseau :

- rotation uniforme du cristal ;
- courbure du réseau entre les plans de glissement ;
- division du cristal en bandes à l'intérieur desquelles le réseau tourne dans des directions différentes.

Un cristal commence à se déformer de façon irréversible lorsque l'effort rapporté à un plan de glissement et projeté sur une direction de glissement de ce plan, dépasse une valeur critique dont la valeur dépend uniquement du système de glissement considéré. Les systèmes de glissement actifs sont ceux dont la contrainte critique est la plus basse, et respectivement dans le cas de :

- Fe α plan (110), (113), (123)
direction [111] 48 systèmes
- dans le cas des cubiques faces centrées
plan (111)
direction [110] 12 systèmes.

..

ROTATION DU RÉSEAU PAR GLISSEMENT SIMPLE.

Quand un cristal glisse sur une série de plans, il se déforme sans changer son orientation (*fig. 4*). Si l'on considère un polycristal soumis à une telle déformation, il n'y a aucune raison d'obtenir, en fin de déformation, une similitude d'orientation des cristaux le composant.

En fait, le métal, en général, ne peut se déformer librement.

En compression, les plans de glissement du cristal tournent de manière à devenir perpendiculaires à l'axe de compression (*fig. 5*).

ROTATION DU RÉSEAU PAR GLISSEMENT DOUBLE.

Quand un système de glissement tourne depuis la position de contrainte maximum, la contrainte projetée décroît et un autre système de glissement potentiel est soumis à une contrainte croissante. Finalement, les contraintes sont égales et le glissement se produit alternativement, compte tenu des différences de consolidation des deux systèmes.

Les deux systèmes peuvent être constitués par :

- un plan de glissement commun et deux directions de glissement de ce plan ;
- une direction de glissement commune et deux plans de glissement qui la contiennent ;
- deux systèmes complètement distincts.

MÉCANISME D'ORIENTATION PAR COMPRESSION.

D'après Boas et Schmidt [5] et relativement au fer α , il peut être résumé comme suit :

Le cristal tourne jusqu'à ce que l'axe de compression coïncide avec un plan de symétrie dans le cristal et tourne dans ce plan jusqu'à ce que l'axe de compression atteigne la position $\langle 111 \rangle$ ou $\langle 100 \rangle$. Cette théorie permet de prévoir une texture $\langle 111 \rangle$ dans un agrégat polycristallin quand $\{ 110 \}$ est le seul plan actif de glissement et $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ quand $\{ 110 \}$, $\{ 112 \}$ et $\{ 123 \}$ sont actifs.

Il n'y a pas, à l'heure actuelle, de théorie générale permettant de prévoir complètement les rotations des cristaux d'un agrégat et, par conséquent, l'orientation finale complète de ce dernier sous un système de contraintes déterminé.

Les diverses théories diffèrent principalement par le nombre de systèmes de glissement qu'elles supposent être nécessaires pour orienter les cristaux dans une direction commune.

La théorie de Taylor [3] la plus rigoureuse en la matière, prévoit que cinq composantes sont nécessaires pour obtenir un changement de forme quelconque d'un cristal inclus dans une matrice de cristaux désorientés. Pour un système d'efforts donné, il choisit le groupe de cinq systèmes de glissement par le principe de l'énergie minimum. Il est parvenu ainsi à rendre compte des structures de compression des métaux cristallisant dans le

système de cubes à faces centrées ; mais d'après les résultats de Barrett et Levenson [4] seule la moitié des cristaux obéit à la loi mathématique de Taylor.

Il reste néanmoins que, quelles que soient les hypothèses concernant le nombre des systèmes de glissement provoquant les structures d'orientations observées, *les configurations finales sont les plus stables vis-à-vis d'un accroissement de l'effort*. On peut s'en rendre compte par le raisonnement simple suivant :

Un cristal présentera le maximum de résistance à un type d'effort donné lorsqu'à un accroissement de celui-ci correspondra une rotation du réseau provoquant une diminution de la contrainte de cisaillement sur les systèmes actifs. Cette position stable est donc définie par la symétrie des éléments de glissement autour de la contrainte normale principale dans le cas d'un effort uniaxial. Cette condition n'est évidemment pas suffisante. Parmi toutes les configurations possibles, la plus fréquente sera telle que le maximum de plans actifs de glissement passe par l'axe de l'effort (la contrainte est nulle sur ces plans) et que les autres soient les plus éloignés possible de la position de contrainte de cisaillement maximum à 45° de l'effort normal.

Cas du fer α .

On peut ainsi montrer que l'orientation $\langle 111 \rangle$ de compression du fer est probablement plus stable que l'orientation $\langle 100 \rangle$, bien qu'elles soient toutes deux des positions de symétrie du cristal par rapport à l'effort. En effet, si l'on considère le tableau suivant, qui donne les angles des directions $[111]$ et $[100]$ avec les différents plans de glissement, on voit que si l'axe de l'effort passe par $[111]$, le nombre de plans de glissement qui peuvent être actifs est bien inférieur à ceux qui joueraient si l'axe de l'effort est un axe $[100]$

	Nombre de plans } 110 { colinéaires avec	Nombre de plans } 112 { colinéaires avec	Nombre de plans } 123 { colinéaires avec
$\langle 111 \rangle$	6 sur 12	6 sur 24	12 sur 16
$\langle 100 \rangle$	4 sur 12	0	0

Nous retiendrons donc de cette étude du mécanisme de formation d'orientations privilégiées par déformation plastique que les configurations obtenues sont stables vis-à-vis de l'effort appliqué.



Interprétation des résultats.

Nous allons examiner maintenant dans quelle mesure nos conclusions expérimentales sont susceptibles de préciser ou de modifier les conceptions classiques de la coupe que nous avons énumérées au chapitre I.

1) Forme de la région d'écoulement plastique et mécanisme de la déformation.

Nous savons que l'on admet généralement que le copeau d'usinage se forme par un mécanisme analogue au glissement d'un jeu de cartes l'une contre l'autre. L'épaisseur de la zone de déformation plastique serait faible et, d'après Drucker [6] de l'ordre de $1/20$ de l'avance, soit de l'ordre de $0,01$ mm et par conséquent, assez nettement inférieure à la taille d'un cristal moyen.

On peut difficilement admettre que ce schéma du glissement simple s'applique à l'échelle du cristal. Un tel mode de déformation suppose en effet, que le cristal peut se déformer librement et, les plans de glissement restant parallèles à eux-mêmes au cours de la déformation, l'ensemble des cristaux ne peut s'orienter de façon identique. L'existence d'une orientation privilégiée dans le copeau d'usinage implique donc que le métal ne se déforme pas librement et traduit l'équilibre par rapport à l'effort extérieur de plusieurs systèmes de glissement, compte tenu des différentes consolidations de chacun.

Etant donné que la coupe provoque une orientation privilégiée analogue à celle que donne une compression, nous sommes amenés à penser que son mécanisme doit se décomposer en deux phases :

- une compression uniforme ;
- un glissement simple, suivant une direction où la déformation normale est nulle de telle sorte que, dans cette direction, le métal ne subit ni extension, ni contraction, comme dans le schéma du jeu de cartes.

La première phase formerait les orientations privilégiées que nous avons décrites, la seconde ne devant pas, théoriquement, les modifier.

Ces deux phases peuvent être quasi simultanées, notamment dans le cas de grandes vitesses de coupe. Certaines expériences montrent néanmoins que la compression homogène peut précéder notablement le glissement simple. Ce sont :

- les expériences de Cook et Shaw [7], de cinématographie ultra-rapide de la coupe d'un alliage léger, poli. La photographie que nous reproduisons de leur étude montre que les bandes de Lüders apparaissent dans la pièce bien avant le plan de glissement simple AB (fig. 6).
- nos propres expériences sur l'usinage du zinc à basse température. En arrosant la pièce et le copeau avec de l'acétone refroidi à -78°C , on provoque la décohésion de la pièce devant l'outil suivant une surface qui pénètre largement dans la pièce (fig. 7). On sait que la fragilité du zinc à basse température n'est pas due à l'inactivité des plans de glissement. C'est, au contraire, leur activité qui, provoquant des rotations du réseau, donne lieu à des gradients d'orientation entre les parties du cristal contraintes plastiquement et élastiquement. A température ordinaire, ces gradients sont accommodés par des pliages locaux et, à basse température, par clivage.

Cette expérience démontre, à notre avis, que le volume compris entre le plan de glissement AB et la surface de clivage est soumis à des déformations plastiques non négligeables (fig. 7).

Cette décohésion se manifeste par des variations importantes des efforts de coupe, l'effort d'avance, en particulier, tend vers 0, ce qui permet de confirmer l'examen visuel du phénomène pour les très faibles avances en particulier.

La condition de basse température n'est pas suffisante pour la provoquer et on l'obtient, à une certaine vitesse de coupe en augmentant l'avance. Plus la vitesse de coupe est faible, plus l'avance nécessaire le sera. C'est ainsi qu'avec une pente d'affûtage $\alpha = 0^{\circ}$

- pour une vitesse de 1,7 m/mn (9 tours/mn), elle se produira pour $a = 0,065$ mm
- pour une vitesse de 39 m/mn (206 tours/mn), elle se produira pour $a = 0,26$
- pour une vitesse de 94 m/mn (500 tours/mn), elle se produira pour $a = 0,26$.

Il est probable qu'aux grandes vitesses, la température de la pièce est plus élevée qu'aux faibles vitesses puisque le jet réfrigérant est à débit constant.

Ceci semble indiquer que, pour une même pente d'affûtage, l'augmentation d'avance correspondrait à une certaine triaxialité des contraintes à la pointe de l'outil qui compenserait la température plus élevée aux grandes vitesses de la pièce.

On retrouve un phénomène analogue à la température ambiante en utilisant une pente d'affûtage de $\alpha = 40^{\circ}$, mais pour une avance élevée de 1 mm, à une vitesse de 78 m/mn. L'effort d'avance immédiatement avant rupture est alors nettement négatif (26 kg) et tend à plonger l'outil dans la pièce. Ceci tendrait à prouver que l'augmentation simultanée de l'avance et de la pente d'affûtage doit jouer également dans le sens d'une triaxialité accrue des contraintes à la pointe de l'outil.

— Une série d'expériences sur lesquelles nous reviendrons dans la seconde partie de ce chapitre, nous ont montré que la contrainte τ nécessaire pour obtenir une déformation γ en torsion pure est nettement inférieure à la valeur k de la contrainte de cisaillement nécessaire dans les essais de coupe pour une même déformation γ . Ceci, ainsi que le postule Merchant, peut évidemment être attribué à l'influence de la contrainte normale q au plan où l'on mesure k , influence qui, rappelons-le, serait la conséquence de la relation

$$k = k_0 + \lambda q \quad (\text{chapitre I})$$

Cette relation est basée sur des essais de Bridgman, qui a montré qu'une compression axiale de l'éprouvette de torsion élevait la contrainte de cisaillement τ nécessaire pour obtenir une déformation γ donnée.

Nous pensons que l'écart entre les valeurs fournies par la coupe et celles d'un essai de torsion simple peut être dû à un écrouissage de compression précédant le cisaillement simple. Nous nous basons sur les faits suivants :

Si l'on écroute une éprouvette par compression à un taux déterminé et qu'on la soumette ensuite à un essai de torsion pure, la valeur de la contrainte de cisaillement nécessaire est de l'ordre de celle que l'on mesure dans la coupe pour une même déformation γ . Il semble donc bien possible que l'effet attribué par Merchant à l'influence de la contrainte normale au plan de cisaillement soit, en réalité, dû à un écrouissage initial. Notons d'ailleurs que les essais de torsion + compression de Bridgmann, étaient conduits de façon identique à celle que nous avons adoptée, à cette seule différence près qu'il maintenait l'effort de compres-

sion axiale sur l'éprouvette pendant la torsion, alors que nous la relâchions. La seule différence dans les résultats est que la *déformation* possible avant rupture est considérablement augmentée quand on maintient un effort de compression constant au cours de la torsion.

2) Consolidation dans la coupe des métaux.

Rappelons que la plupart des auteurs [6], [8], [9], admettent que, par suite des grandes vitesses de déformation, le métal ne se consolide pas au cours du cisaillement. C'est évidemment une hypothèse commode pour la formulation de la théorie de Merchant (il admet que $\frac{dk}{d\gamma} = 0$), mais les raisonnements qui l'établissent paraissent critiquables, ainsi que l'a souligné MC Shaw [10].

Comme il s'agit d'un problème très discuté et sur lequel on possède peu de données expérimentales directes, nous croyons utile de l'aborder à la lumière de nos observations sur la structure orientée du copeau d'usinage.

Pour admettre que la consolidation est nulle, les différents auteurs fondent, en général, leur argumentation sur la non-simultanéité de la déformation et du durcissement, en admettant que ce dernier provient de l'interaction des dislocations dont la vitesse serait inférieure à la vitesse de glissement (chapitre I).

Mais il est délicat de raisonner en termes de la théorie des dislocations dans le cas de déformations élevées, où, comme l'a montré Ch. Crussard, la théorie de l'écrouissage due à Bragg convient mieux. De plus, il nous semble que l'existence d'une orientation privilégiée démontre de façon directe que le métal se consolide *au cours* de la déformation. Elle implique, en effet, divers mouvements du réseau (rotations, courbure, fragmentation) qui sont les manifestations courantes d'un état écroui.

3) Détermination de l'épaisseur du copeau.

Quelles que soient les modalités de déformation plastique dans la coupe, l'épaisseur du copeau est déterminée par la surface limite entre le volume de la pièce qui est déformée plastiquement et le copeau qui n'est soumis qu'à des déformations élastiques créées par la transmission de l'effort à l'outil. Il semble raisonnable d'admettre que les contraintes qui provoquent ces dernières forment un champ homogène qui, par continuité, s'étend à la surface limite; le long de celle-ci, la contrainte de cisaillement est constante, ce qui revient à admettre que cette surface est plane et, si nous raisonnons dans un plan XOZ, elle sera représentée par une droite. Le problème serait alors de calculer le champ de tension dans le volume de la pièce qui est déformée plastiquement. Nous n'en connaissons pas la solution, aussi nous contenterons-nous d'essayer de déterminer la direction limite par rapport à l'effort de coupe résultant, à partir des données que nous possédons maintenant.

Le premier problème qui se pose est de savoir comment déterminer expérimentalement cette direction, afin d'éprouver la théorie. Nous admettrons dans la suite que ce plan limite, en première approximation, correspond au plan de cisaillement des théories classiques et fait, par conséquent, avec la surface de la pièce, un angle Φ que l'on peut déterminer expérimentalement par la mesure du rapport de coupe r (chapitre I). La valeur ainsi déterminée sera probablement légèrement inférieure à la valeur vraie et l'erreur sera d'autant plus faible que la déformation plastique sera plus localisée, c'est-à-dire que la vitesse de coupe sera plus grande.

On peut aborder ce problème sous deux angles différents :

1. — Ce plan limite est un plan de glissement ultime, comme le montrent les micrographies de copeaux adhérent à la pièce que l'on trouve dans la littérature. Il doit, par conséquent, à l'échelle du cristal, correspondre à la position finale du dernier plan de glissement cristallographique qui a joué. Supposons maintenant que tous les cristaux soient orientés idéalement comme l'indiquent les schémas (fig. 2, 3). Dans ce cas, le plan limite serait le plan (110) orienté dans le cas des alliages de cubes centrés, ou (11 $\bar{1}$) dans le cas des alliages de cubes à faces centrées, et l'angle entre ce plan et la direction de l'effort se déduirait d'une simple relation cristallographique. Rappelons que cet angle est aussi égal à $\Phi + \beta - \alpha$ et l'on aurait :

$$\left. \begin{aligned} \Phi + \beta - \alpha &= \text{angle entre l'axe } [111] \text{ et le plan } (110) = 55^\circ \text{ pour le fer } \alpha \\ \Phi + \beta - \alpha &= \text{angle entre l'axe } [110] \text{ et le plan } (11\bar{1}) = 55^\circ \text{ pour le fer } \gamma. \end{aligned} \right\} (1)$$

En appliquant le même raisonnement au cas réel, on déterminerait que $\Phi + \beta - \alpha =$ valeur moyenne de la somme des angles entre l'axe de l'effort et le plan de glissement actif dans sa position finale pour chaque cristal [relation (2)].

On ne peut évidemment expliciter une telle relation, mais cet aspect du problème nous paraît néanmoins intéressant pour deux raisons :

a) Il permet de comprendre pourquoi la direction de glissement n'est pas colinéaire à la droite de cisaillement maximum. Celle-ci fait, en effet, un angle égal à $\pi/4$ avec la direction de l'effort résultant, alors que la direction de glissement fait, dans le cas de l'acier par exemple, un angle souvent supérieur (nous verrons plus loin comment la différence varie avec les conditions de coupe). On a supposé que cet écart, constaté expérimentalement, pouvait provenir :

1 a) de l'influence de la contrainte normale au plan de cisaillement sur la contrainte de cisaillement (théories de Merchant, Hucks) ;

2 a) d'une modification par une arête rapportée de la forme des trajectoires de cisaillement (théories de Lee, Shaffer) ;

3 a) de l'interaction entre les phénomènes de frottement sur l'outil et la direction de cisaillement.

Nous pensons que cet écart peut être attribué à l'anisotropie développée au cours de la déformation elle-même. On sait bien, en effet, que dans un monocristal, ou dans un polycristal, fortement orienté, contrainte de cisaillement maximum et direction de glissement ne sont, ou ne restent pas en général, colinéaires.

b) Il indique le critère *physique* probable qui permet de relier la direction de l'effort à la direction de glissement.

2. — Si le mécanisme par compression suivi de glissement correspond à la réalité, le plan limite correspondra à ce plan de glissement (macroscopique) final. Il faut admettre que ce glissement s'y produit sans extension ni contraction, de telle sorte que le métal adjacent n'interagisse pas et ne provoque aucune rotation des plans actifs de glissement. C'est donc la condition $\varepsilon = 0$ (ε = déformation normale) qui en déterminera la direction.

Comme il s'agit d'un métal fortement orienté, nous ferons le calcul en appliquant la théorie de Hill au cas d'un matériau anisotrope.

Nous choisirons trois axes de coordonnées Oxyz tels qu'ils soient de symétrie pour l'état d'anisotropie du copeau d'usinage, c'est-à-dire Ox suivant OF, Oz perpendiculaire à Ox dans le plan XOZ défini plus haut et Oy suivant OY. Hill a montré que, pour des corps anisotropes, le critère d'écoulement était une forme quadratique des contraintes, soit :

$$F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau^2 yz + 2M\tau^2 zx + 2N\tau^2 xy = 1,$$

où F G H L M T sont des paramètres caractéristiques de l'anisotropie.

Sans nous étendre sur le détail du calcul pour lequel le lecteur voudra bien se reporter au texte original [1] on peut montrer que la direction d'extension nulle fait avec OF un angle Θ donné par l'équation :

$$H \operatorname{tg}^2 \Theta = G + H$$

Nous ne retiendrons que la solution qui est compatible avec le sens du mouvement relatif de l'outil et

de la pièce, soit $\operatorname{tg} \Theta = \sqrt{\frac{G + H}{H}}$. Or, $\Theta = \Phi + \beta - \alpha$.

$$\text{Nous devons donc avoir } \Phi + \beta - \alpha = \operatorname{Arctg} \sqrt{\frac{G + H}{H}}. \quad (3)$$

Si l'anisotropie est telle que $G \sim H$, on a

$$\Phi + \beta - \alpha = \operatorname{Arctg} \sqrt{2} = 55^\circ \quad (4).$$

On voit que (4) et (1) sont identiques dans leurs résultats et il se trouve que dans les cas où l'on a utilisé une pente d'affûtage faible et obtenu des copeaux très écrouis, (1) et (4) constituent une bonne approximation pour les alliages de fer étudiés ici.

..

Validité et limites de la relation (4).

Nous admettons que les variations de $\Phi + \beta - \alpha$ sont dues à l'ensemble des dispersions expérimentales si elles ne sont pas systématiques quand on fait varier une condition de coupe, et, dans le cas contraire, qu'elles sont dues à la variation des paramètres d'anisotropie G et H, variation probablement corrélative à

l'amplitude des écarts autour de l'orientation idéale et certainement fonction des paramètres de la coupe. Ces paramètres sont fort divers et sans doute interdépendants.

Ainsi les propriétés mécaniques du matériau usiné semblent être sans effet aux faibles et moyennes vitesses dans le cas de l'usinage d'un acier au CrMo pour lequel les trois états A B C donnent des valeurs de $\Phi + \beta - \alpha$ très sensiblement égales à 55° (fig. 8). Aux vitesses plus élevées, au contraire, les groupes de valeurs de $(\Phi + \beta - \alpha)$ se différencient plus nettement (fig. 9).

De même dans le cas de deux aciers à moyen carbone, dont la composition chimique ne diffère essentiellement que par la teneur en soufre, (repères E et D), l'acier E donne une courbe ayant un maximum pour une vitesse de 90 m/mn (fig. 10) alors que l'acier D présente un palier à partir de cette vitesse lorsqu'on porte $(\Phi + \beta - \alpha)$ en ordonnée (fig. 10). Aux faibles et moyennes vitesses au contraire et pour la même pente d'affûtage $\alpha = 0^\circ$, ces deux aciers donnent sensiblement la même valeur $(\Phi + \beta - \alpha)$ à l'état normalisé (fig. 11) et à l'état recuit (fig. 12).

De l'examen général (*) des résultats obtenus avec différentes conditions d'avances et de pentes d'affûtages, il ressort essentiellement qu'une diminution de l'avance ou de la pente d'affûtage tend à donner des valeurs de $(\Phi + \beta - \alpha)$ plus proches de 55° . Il en est de même, mais de façon moins marquée, d'une diminution de la vitesse de coupe, à moins toutefois, qu'un phénomène perturbateur comme l'arête rapportée (qui se produit aux faibles vitesses) ne fasse intervenir un autre paramètre en sens inverse (augmentation de la pente d'affûtage effective). D'autre part, l'action d'un paramètre peut être nette ou insignifiante suivant la valeur d'un second paramètre. C'est ainsi que $(\Phi + \beta - \alpha)$ qui décroît quand l'avance passe de 0,1 à 0,5 mm pour une pente d'affûtage $\alpha = +20^\circ$, ne varie pratiquement pas quand $\alpha = 0^\circ$ dans les cas repérés E et D. On retrouve le même phénomène dans le cas d'une austénite au chrome nickel à bas carbone (repéré L), et il s'accroît si l'on augmente la pente d'affûtage (cas des essais avec $\alpha = +40^\circ$ sur les aciers repérés E I J).

Si l'on examine les résultats fournis dans la littérature, on constate par exemple que les valeurs de $(\Phi + \beta - \alpha)$ indiquées par Lapsley, Grassi et Thomsen [11] varient peu autour d'une valeur moyenne de 53° pour des pentes d'affûtage allant de 25 à 45° et pour une vitesse constante de 30 m/mn. En reprenant les résultats de Merchant (9) on constate (fig. 14) que la droite $\Phi + \beta - \alpha = 55^\circ$ se place de façon satisfaisante vis-à-vis des points expérimentaux indiqués par cet auteur. A partir d'autres résultats de Merchant ([12], chap. I), relatifs à des essais où la vitesse variait de 100 à 300 m/mn et la pente d'affûtage était égale à $+10^\circ$, nous avons calculé les valeurs de $(\Phi + \beta - \alpha)$ (tableau III, p. 62). En ce qui concerne les aciers ordinaires, les valeurs obtenues s'écartent peu de 55° . Pour des aciers au soufre et au plomb, au contraire, elles sont de l'ordre de 45° .

En conclusion, il paraît difficile d'attribuer à un paramètre une influence chiffrable sur l'angle entre la direction de l'effort de coupe et le « plan » sous lequel se dégage la pièce.

Nous pensons néanmoins que les exemples que nous avons présentés donnent une idée assez exacte du sens d'action des principaux facteurs, qui sont : la pente d'affûtage et l'avance. Leur conjugaison a pour effet de diminuer $\Phi + \beta - \alpha$ à tel point que pour une pente $\alpha = +20^\circ$ et $a = 0,4$ mm, par exemple, et pour une pente d'affûtage supérieure à 40° par exemple et une avance $a = 0,3$ mm, $\Phi + \beta - \alpha$ est alors égal à 45° . Dans ces conditions, la direction de la contrainte de cisaillement maximum et le plan de glissement sont colinéaires. Cet effet peut être dû :

1) en raisonnant par continuité, à la valeur particulière des paramètres d'anisotropie G et H obtenus dans ces conditions d'avance et de pentes d'affûtage.

2) à une triaxialité plus accentuée de ces géométries de coupe que pourraient suggérer les décohésions observées lors de l'usinage du zinc dans des conditions analogues.

Quoi qu'il en soit, la première solution de Lee et Shaffer, ainsi que celle de Hucks s'applique correctement à ces conditions particulières de coupe mais elles ne sauraient prétendre à la généralité puisque, selon leurs hypothèses, $\Phi + \beta - \alpha$ ne saurait dépasser la valeur de 45° .

La solution que nous avons proposée paraît correctement représenter les faits expérimentaux sous la forme de la relation (4) lorsque la déformation du copeau est élevée, et elle peut être généralisée sous la forme de la relation (2) ou (3). La forme de cette dernière relation permet difficilement de l'explicitier donc de la vérifier et nous nous bornerons donc à la proposer comme hypothèse générale.

*
**

(*) Figure 11, 12, 13.

CONFRONTATION DES RÉSULTATS TROUVÉS DANS LA LITTÉRATURE AVEC LA THÉORIE PROPOSÉE ICI ET RELATIVE A LA RELATION ENTRE Φ , β ET α

I. — ETUDE DE K.J. TRIGGER ET B.T. CHAO.

Référence : Transactions ASME, août 1951, 73, n° 6, p. 779.

Matériau usiné : NE 9445 - acier recuit - 183 brinell.

Conditions : $\left\{ \begin{array}{l} \text{outil : carbure triple} \\ \text{coupe orthogonale} \\ \alpha = 4^\circ \quad p = 2,59 \text{ mm} \end{array} \right.$

Vitesse m/mn	$\Phi + \beta'$	$2 \Phi + \beta'$
55	50,7	66,4
68	50,5	67,4
83	50	67,9
99	48,8	67,6
120	48,7	68,4
142	48,6	69,2
168	48,2	69,4

II. — ETUDE DE J.T. LAPSLEY, R.C. GRASSI, E.G. THOMSEN.

Référence : Transactions ASME, oct. 1951, 72, n° 7, p. 981.

Conditions : $\left\{ \begin{array}{l} \text{coupe orthogonale} \\ \text{vitesse 30 m/mn} \\ p = 12,06 \text{ mm} \end{array} \right.$

α	$\Phi + \beta'$	$2 \Phi + \beta'$
25	51,4	72,3
»	52	73,5
»	53	77
»	48,6	68,7
»	51,4	73,8
35	53,6	85,2
»	54	85,9
»	53	85
»	52,2	84,4
»	51	83
40	52,7	88,4
»	52	90,6
»	53	90,8
»	52,2	89,4
»	50,7	88
45	57,4	99,3
»	56,9	98,8
»	54,2	94,4
»	54,6	93,2
»	51,4	91,3

III. — ETUDE DE MERCHANT ET N. ZLATIN.

Référence : Transactions ASME, 1949, 41, p. 663 - Table IV.

Conditions : $\left\{ \begin{array}{l} \text{outil carbure} \\ \text{avance} = 0,46 \text{ mm} \\ \alpha = + 10^\circ - \text{vitesses : } 100 \text{ à } 166 \text{ m/mn} \\ p = 6,3 \text{ mm} \end{array} \right.$

Matériau	$\Phi + \beta'$	$2 \Phi + \beta'$
Acier inoxydable		
Type 303 (au soufre)	61,5	92
Type 304	61	83
C 1022 plomb	44	72
B 1113 soufre	46	74
C 1019	54	74
A 8640 { sulfité	57	78
{ au carbone	59	80
SAE 52100 { étiré à froid	53	73
{ recuit	52	69

*
**

C. — Cas particulier des métaux cristallisant dans le système hexagonal compact.

Nous rappelons que ces métaux possèdent un seul plan de glissement (0001). De plus ils peuvent se déformer par maclage. Si celui-ci a une importance réduite quant à l'amplitude de la déformation (7,4 %) au maximum dans le cas du zinc, il joue néanmoins un rôle essentiel en ce sens qu'il réoriente brusquement le plan (0001) qu'un précédent glissement avait défavorablement orienté.

Or de la géométrie même du maclage, il résulte que dans une direction déterminée le maclage sur un plan (10 $\bar{1}2$) peut provoquer une extension, ou un raccourcissement suivant la direction choisie.

Dans les alliages dont le $c/a = 1,8$, on peut montrer que les directions entre 0 et 50° de l'axe de l'hexagone sont raccourcies par maclage et les directions à peu près à angle droit sont allongées.

Dans les alliages dont le $c/a = 1,6$, c'est le contraire.

La déformation de maclage doit être évidemment de même sens que la déformation générale et on peut prévoir que ces deux catégories auront des comportements essentiellement différents.

Nous avons étudié le zinc ($c/a = 1,86$) et le magnésium ($c/a = 1,63$).

Cas du zinc.

On peut prévoir que lors de la première phase de compression les cristaux tendront à tourner le plan de base perpendiculairement à l'effort, ce qui le met en position et sens favorable pour macler puisqu'alors le maclage correspond à un raccourcissement suivant l'axe de l'hexagone et tend à relâcher l'effort. La position du cristal maclé se trouvera tournée par rapport au reste de 86°, donc en position favorable pour glisser à nouveau. Le phénomène se renouvelle tant que l'effort est appliqué et la structure finale peut être complètement désorientée.

C'est ce que l'on constate effectivement par diffraction des RX.

Dans ces conditions, quel peut être le critère déterminant l'angle entre le plan limite et l'effort résultant.

Nous avons déterminé les valeurs expérimentales de $\Phi + \beta - \alpha$ pour des conditions de coupe très variables :

avance de 0,1 mm à 1 mm

pente d'affûtage de -40° à $+40^\circ$

vitesse de coupe de 2 m/mn à 100 m/mn.

ce qui nous donne une gamme très étendue de déformation du copeau. Mais nous avons dû éliminer les points extrêmes car la déformation obtenue ne correspondait pas à nos hypothèses de base. En effet,

1) en ce qui concerne les essais avec pente d'affûtage fortement négative ($\alpha = -40^\circ$), le copeau se déforme surtout par frottement au contact de l'outil dans la direction OY, et sa largeur peut être double de l'épaisseur du tube usiné. Dans ces conditions, le sens de la valeur de l'angle Φ que l'on peut calculer est très aléatoire.

2) pour les essais où la pente d'affûtage est fortement positive, l'effort d'avance F_t est ≤ 0 , ce qui amène à des engagements de l'outil qui provoquent les décohésions partielles de la pièce dont nous avons déjà fait état.

Les valeurs de $(\Phi + \beta - \alpha)$ correspondant à $\alpha = 0^\circ$ et $\alpha = -20^\circ$ encadrent raisonnablement la valeur correspondant à la direction d'extension nulle ($\varepsilon = 0$), qui, sur un diagramme dont les axes de coordonnées seraient Φ et $(\beta - \alpha)$ serait une droite d'équation $\Phi + (\beta - \alpha) = 55^\circ$.

Par contre, si l'on trace sur un tel diagramme l'ensemble des points expérimentaux correspondant à $\alpha = +20^\circ$, 0° et -20° , il se trouve qu'ils peuvent être raisonnablement représentés par la droite $2\Phi + \beta - \alpha = 90^\circ$ (fig. 15). Ceci tend à prouver que, pour un matériau qui, comme le zinc commercialement pur, ne se consolide pas au cours de la coupe et reste isotrope, le critère qui détermine la direction du glissement est celui

du minimum d'énergie $\frac{dW_c}{d\Phi} = 0$.

Ceci montre également que l'influence de la contrainte normale q sur la contrainte de cisaillement k est négligeable dans le cas de la coupe, car si on la prenait en considération par exemple d'après la théorie de Hucks (chapitre I) et les résultats de Ros et Eichinger, on devrait avoir $\Phi + (\beta - \alpha) = 37^\circ$ et on voit, figure 15, qu'il n'en est rien.

**

Cas du magnésium.

L'étude expérimentale est compliquée par le fait que le copeau obtenu est fragmenté, d'épaisseur variable et ne correspond pas, par conséquent, aux hypothèses de notre étude (fig. 16).

On peut penser, par analogie, que dans le cas de ce métal les cristaux tendent à orienter l'axe de l'hexagone suivant l'axe de l'effort, mais que la déformation ne peut continuer, la réorientation par maillage étant impossible et il y a rupture.

Nous avons remarqué par ailleurs que la dureté des copeaux prélevés est à peine plus élevée que celle du métal frais (on passe de 34 unités Knoop pour le métal de la pièce à 38-40 unités Knoop pour les copeaux).

En conclusion, l'étude des orientations cristallines dans les copeaux d'usinage nous paraît apporter une information intéressante pour un certain nombre de problèmes essentiels que pose la théorie de la coupe des métaux. La relation que nous proposons entre Φ et $(\beta - \alpha)$, bien qu'on puisse difficilement l'explicitier sous sa forme générale, peut l'être de façon relativement satisfaisante dans le cas des alliages de fer que nous avons étudiés et présente l'intérêt de donner à ce problème une direction que nous pensons nouvelle.

*

DEUXIÈME PARTIE

COMPARAISON ENTRE L'ÉTAT DE CONSOLIDATION DANS LA COUPE DES MÉTAUX ET CELUI OBTENU PAR DES MODES DE SOLlicitATION CLASSIQUES

Nous avons vu, dans la première partie de ce chapitre que contrairement à l'opinion couramment admise, le métal devait se consolider au cours de la formation du copeau d'usinage. Nous voulons maintenant voir s'il est possible de déterminer de façon plus précise la loi qui régit cette consolidation.

Les données expérimentales dont nous disposons correspondent aux valeurs finales de la contrainte k et de la déformation γ de cisaillement déterminées dans le plan limite. Nous ignorons par contre tout de l'évolution antérieure du métal, c'est-à-dire du chemin suivi dans le plan k, γ . Nous comparerons cette valeur finale à l'évolution connue de la contrainte de cisaillement τ en fonction de la déformation γ , déterminée au cours d'un essai classique (traction ou torsion).

Si l'on détermine un grand nombre de valeurs $k_1, \dots, k_n$, correspondant à $\gamma_1, \dots, \gamma_n$, on peut espérer tirer un enseignement intéressant de leur position relative à $\tau(\gamma)$.

A. — Comparaison avec l'essai de traction.

Le premier problème qui se pose est d'établir des relations d'équivalence entre k et γ d'une part, et la contrainte γ et la déformation rationnelle de traction ε d'autre part. Il faut pour cela supposer que deux types de sollicitations peuvent donner des consolidations comparables par conséquent il faut définir une fonction générale définissant l'état déformé lui-même.

Lorsque les théoriciens de la plasticité ont recherché une formulation mathématique générale de la consolidation, ils ont fait, en général, les hypothèses suivantes :

- Isotropie et homogénéité de la matière ;
- Le mode de déformation n'influe pas sur le lieu géométrique des limites d'écoulement « yield locus » (cercle de Von Mises ou hexagone de Tresca) ;
- Les contraintes sont des fonctions linéaires des déformations plastiques infiniment petites ;
- Une pression hydrostatique ne modifie pas l'état de consolidation.

Pour définir cet état de consolidation, l'hypothèse la plus simple [1] est que le rayon du cercle de Von Mises est uniquement fonction du travail de déformation plastique par unité de volume W_p . Ce qui s'exprime

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}} = F(W_p), \quad (1)$$

où $\bar{\sigma}$ est appelé contrainte équivalente ou généralisée

- pour la traction : $\bar{\sigma} = \sigma_1, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$
- pour le cisaillement : $\bar{\sigma} = \sqrt{3} \cdot \tau, (\sigma_1 = \tau, \sigma_2 = \tau, \sigma_3 = 0)$.

Une autre hypothèse consiste à relier $\bar{\sigma}$ à une certaine mesure de la déformation plastique. A cet effet, on définit l'infiniment petit $d\varepsilon_p$ (déformation plastique équivalente ou généralisée qui est la même fonction des invariants du tenseur des déformations plastiques infinitésimales que $\bar{\sigma}$ du tenseur des contraintes réduites ou déviateur).

Si l'on intègre $d\bar{\varepsilon}_p$, on a une mesure de la distorsion plastique et l'hypothèse se formule alors

$$\bar{\sigma} = H \left(\int d\bar{\varepsilon}_p \right) \quad (2)$$

Le facteur numérique de définition de $d\bar{\varepsilon}_p$ a été choisi de telle sorte que la fonction H s'identifie à la courbe rationnelle de traction. En cisaillement simple $\int d\bar{\varepsilon}_p = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}$ (γ = déformation conventionnelle)

et, dans ce cas, ces deux hypothèses donnent le même résultat. On peut expliciter cette intégrale dans le cas général, à condition d'admettre que les axes principaux de déformation restent fixes dans l'élément de matière et que chacune des déformations infinitésimales reste dans un rapport constant l'une par rapport à l'autre ;

dans ce cas $\int d\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{3}} (\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2) = \bar{\varepsilon}$: déformation généralisée.

La fonction de consolidation s'écrit alors $\bar{\sigma} = H(\bar{\varepsilon})$.

Remarque : La définition d'une fonction générale de consolidation en coordonnées octaédrales τ_o (γ_o) [2] conduit, dans le cas particulier de la traction et du cisaillement aux mêmes coefficients numériques que la théorie précédente :

$$\begin{aligned} \tau_o &= \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \\ \gamma_o &= \frac{2}{3} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)} \\ \text{— en traction } \sigma_t &= \frac{3\tau_o}{\sqrt{2}} & \varepsilon_t &= \frac{\gamma_o}{\sqrt{2}} \\ \text{— en cisaillement } \tau_c &= \tau_o \cdot \frac{3}{\sqrt{2}} & \gamma_c &= \frac{3}{\sqrt{2}} \gamma_o \end{aligned}$$

Si on rapporte tout à σ_t et ε_t (c'est-à-dire à $\bar{\sigma}$ et $\int d\bar{\varepsilon}_p$), on voit :

$$\left. \begin{aligned} \sigma_t &= \tau_c \cdot \sqrt{\frac{2}{3}} = \sigma_1 \\ \varepsilon_t &= \frac{\gamma_c}{\sqrt{3}} = \varepsilon_1 \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Lapsley, Grassi et Thomsen [11] ont utilisé ce modèle de représentation pour comparer les états de consolidation en traction statique à l'ambiante et dans la coupe. En plus des hypothèses générales énoncées ci-dessus, ils admettaient que :

- les conditions de température et de vitesse étaient telles qu'elles ne modifiaient pas l'état de déformation plastique dans la coupe ;
- dans la coupe : $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z$ (c'est-à-dire que l'état de contrainte était celui d'une pression hydrostatique superposée au cisaillement).

Opérant avec de faibles avances (de 0,06 à 0,2 mm) et des pentes d'affûtage élevées (de 25 à 45°), ces auteurs trouvent une bonne corrélation entre la courbe rationnelle de traction extrapolée en coordonnées log. et les points correspondants à la coupe (transformés par les formules (3)). Il faut noter que leurs points sont tous situés au-dessus de l'extrapolation de la droite, nous verrons que ceci est probablement dû aux faibles avances étudiées par ces auteurs.

Le Professeur Shaw (12) a proposé une autre méthode de transformation. Admettant que :

- le plan de cisaillement est un plan où la contrainte de cisaillement est maximum ;

- la contrainte normale au plan de cisaillement est la manifestation d'une pression hydrostatique ; il calcule la contrainte et la déformation équivalente σ_t ϵ_t par la théorie du cisaillement maximum (Tresca, Mohr) :

$$\begin{aligned}\sigma_t &= 2 \tau = \sigma_2 \\ \epsilon_t &= \frac{2}{3} \gamma = \epsilon_2\end{aligned}\quad (4)$$

et donne un exemple (le cuivre) en bon accord avec sa théorie.

Dans l'ensemble, il a été fait assez peu d'essais dans ce sens et il nous a semblé utile de discuter la possibilité et le sens de cette corrélation sur un nombre maximum d'essais. Nous croyons utile de discuter tout d'abord l'application de ces hypothèses générales au cas de la coupe, afin d'indiquer le sens des différents essais que nous avons été amenés à faire pour approcher le problème.

Discussion.

L'intérêt des coordonnées généralisées est de permettre la comparaison d'états équivalents d'écrouissage obtenus par différents types de déformation. Mais, à priori, on peut penser que, dans la coupe, les hypothèses de base qui permettent cette comparaison sont loin d'être satisfaites.

En particulier,

- *l'isotropie de la matière* : Nous avons montré dans la première partie de ce chapitre qu'une texture prononcée se développait au cours de la coupe ;
- *l'influence de la température* : Le Professeur Trigger [8] la néglige en basant son raisonnement sur la constante de k en fonction de la vitesse de coupe (donc de la température de coupe). L'élévation de température, qui pourrait agir sur les caractéristiques mécaniques, serait celle de la pièce avant la zone de déformation plastique et il admet qu'elle est négligeable aux grandes vitesses.
- *l'influence de la vitesse de déformation* : Celle-ci aurait pour effet de relever la limite élastique et d'annuler le coefficient d'écrouissage.
- *l'influence de la contrainte normale au plan de cisaillement* : Nous avons déjà vu qu'elle était très discutable. Rappelons seulement que les théories de Thomsen et Shaw la négligent par nécessité de calcul.

En définitive, étant donné ces différentes restrictions, il semble que, dans le cas présent, la seule ambition du système de représentation généralisé soit de situer un mode de déformation que l'on connaît mal par rapport à un mode classique. En faisant varier les conditions de la déformation de référence (vitesse, température, le mode lui-même de sollicitation), on peut espérer déterminer l'importance et le sens des facteurs négligés dans la théorie. Accessoirement, on pourra confronter les représentations de Shaw et de Thomsen.

Résultats des essais.

Ils se rapportent exclusivement à des essais où le copeau était continu, sans arête rapportée, à l'exception toutefois de la série D où cette condition n'était pas strictement réalisée. (Dans ce dernier cas, nous n'avons considéré que les valeurs numériques pour lesquelles nous avons vérifié que l'erreur introduite dans le calcul était faible).

On a calculé la contrainte, la déformation et l'énergie de cisaillement par unité de volume, à partir des formules classiques de Merchant et on a déterminé les valeurs

- ϵ_1 σ_1 coordonnées généralisées, 1^{re} hypothèse (Thomsen)
- ϵ_2 σ_2 coordonnées généralisées, 2^e hypothèse (Shaw).

Nous avons porté ces valeurs sur un diagramme en coordonnées doublement logarithmiques, où nous avons également tracé la courbe rationnelle de traction. Pour que l'extrapolation soit légitime, il faut que cette dernière soit de la forme $\sigma = \sigma_0 \cdot \epsilon^n$, ce qui a été le cas des alliages étudiés, du moins à température ambiante.

Nous passerons successivement en revue les différents cas que nous avons étudiés (*).

(*) Les symboles utilisés sur les figures correspondent aux conditions de coupe indiquées dans les tableaux de l'annexe III.

Essai B (figure 17). — Dans le cas d'usinage à grande vitesse avec un outil à pastille de carbure, les points (1) et (2) se situent, de part et d'autre de la courbe rationnelle de traction statique à l'ambiante (TSa) et la corrélation est aussi satisfaisante dans un cas que dans l'autre.

Par contre, les points correspondant à des essais effectués avec un outil rapide 18-4-1 sont nettement situés au-dessous de la courbe de traction statique à l'ambiante (TSa). Il est à noter que cette différence ne provient pas uniquement de la vitesse de coupe. En effet, dans le groupe des points Bc figurent des résultats obtenus à vitesse identique à certains points du groupe B. Les autres conditions de coupe étant identiques dans les deux cas, il faut admettre que la différence entre les valeurs mesurées des contraintes de cisaillement provient de la nature de l'outil, ce qui n'est pas aisément compréhensible.

Essai C (figure 18). — On observe la situation inverse à celle du cas B. En effet, ce sont les essais avec des outils-carbure qui donnent une contrainte de cisaillement inférieure en moyenne à celle du groupe des essais avec un outil en acier rapide 18-4-1. Les points (2), à vitesse moyenne, se situent relativement bien par rapport à la courbe de traction statique ambiante (TSa).

Remarques sur ces deux séries d'essais :

1. La courbe rationnelle de traction rapide à l'ambiante (TSa) est nettement au-dessus des points 1 de la coupe.

2. Les points obtenus sont très groupés et, de ce fait, ne donnent pas d'indication précise sur la variation de la contrainte et la déformation (il y a quasi indépendance des variables, il est donc nécessaire de faire varier davantage la déformation (en faisant varier par exemple la pente d'affûtage).

Les essais suivants ont trait à deux aciers à moyen carbone à l'état recuit et normalisé.

D'une manière générale, on peut résumer l'influence des facteurs de coupe de la façon suivante :

— une avance croissante diminue k et augmente légèrement γ ;

— une pente d'affûtage croissante diminue γ et diminue légèrement k moyen ;

Les figures 19, 20, 21 permettent la comparaison des points de la coupe à la courbe de traction statique à l'ambiante (TSa).

Nous ferons les remarques suivantes :

1. Très généralement, l'hypothèse de Shaw est plus approchée que celle de Thomsen.

2. Aucune courbe de traction rationnelle ne peut raisonnablement représenter l'ensemble des points de la coupe. Notons que l'on a néanmoins obtenu une coïncidence remarquable entre la courbe TSa et des essais de coupe dans les conditions suivantes :

$$V = 4,5 \text{ m/mn}$$

$$a = 0,5 \text{ mm à } 1 \text{ mm}$$

$$\alpha = + 40^\circ.$$

Si on représente les résultats dans l'hypothèse de Shaw, alors que le groupe de points correspondant à l'hypothèse de Thomsen s'en écarte sensiblement.

Ces conditions d'avance, de pente d'affûtage et de vitesse doivent correspondre à celles où la comparaison des écrouissages est la plus valable. Notons de plus que c'est celle où l'hypothèse de Shaw est la mieux justifiée ($\Phi + \beta' \simeq 45^\circ$).

En fonction de l'avance, l'effet est très variable suivant l'acier et la pente d'affûtage.

Cas D. — L'ensemble des points forme un nuage sans indication possible d'un sens de variation quelconque.

Cas E. — Les points $\alpha = 0^\circ$, correspondant aux grandes déformations, se situent en moyenne au-dessous de la courbe de traction statique ambiante (TSa).

Les points $\alpha = + 20^\circ$ peuvent se décomposer en deux droites de pente négative très grandes, correspondant à 2 groupes d'avance et de part et d'autre de la TSa.

Les points $\alpha = + 40^\circ$ sont tous situés au-dessus de la TSa, suivant à peu près une droite $\varepsilon_2 = \text{constante}$.

Cas J. — Mêmes remarques que pour E. La corrélation devient bonne pour les points correspondant à des grandes pentes d'affûtage.

3. *Effet de la température.* On peut toujours inclure un certain nombre de points (1) ou (2) dans un faisceau de courbes de traction rationnelle obtenues à différentes températures (*) (*fig. 22*), mais il n'y a pas de relation entre la température mesurée dans la coupe et celle de l'essai de traction qui lui correspondrait (celle-ci serait plus élevée). Il paraît, dès lors, difficile de discuter de l'effet de la température de coupe sur la loi de consolidation qui régit la déformation du copeau. Nous pensons néanmoins que son rôle n'est pas niable, contrairement aux affirmations de Trigger, en nous basant sur l'expérience métallographique suivante : si on usine une austénite partiellement instable (*cas L*) à des vitesses de coupe modérées jusqu'à 30 m/mn, on constate que les copeaux obtenus sont pratiquement entièrement austénitiques. Si, au contraire, on refroidit considérablement la pièce et le copeau par un jet d'acétone à -78°C , on obtient aux mêmes vitesses de coupe un copeau qui est partiellement martensitique. (Il est en effet nettement magnétique). Ces essais ont porté sur une austénite au chrome-nickel qui, après hypertrempe a subi un recuit de 1 h à 750°C , traitement qui permet de précipiter à peu près complètement les carbures aux joints et qui, appauvrissant la matrice en chrome, augmente légèrement la tendance à la formation de martensite d'écrouissage. Sur les micrographies de la *figure 23* représentant la coupe longitudinale d'un copeau obtenu après ce traitement de la pièce les joints sont nettement marqués et l'on peut voir alors à l'intérieur de chaque grain une série de sous-joints en relief dont l'orientation varie pour chaque grain, mais dont la direction générale paraît être celle de plus grande élongation du grain déformé. P. Bastien et J. Dedieu ont montré que par revenu à 600°C la martensite d'écrouissage se décomposait « in situ ». Nous avons utilisé cette technique pour mettre ce phénomène en évidence de façon plus nette. Les micrographies (*figure 24*) sont relatives à des copeaux austéno-martensitiques ayant subi un tel traitement ; on voit nettement que les figures dessinées par les précipitations dues à la décomposition de la martensite d'écrouissage sont très analogues au réseau de sous-joints de la *figure 23*.

P. Bastien et J. Dedieu qui ont étudié cette transformation martensitique par écrouissage en détail ont montré d'autre part que :

a) elle ne se produisait pratiquement plus quand on déformait l'austénite à une température supérieure à 100°C ;

b) elle est liée au mécanisme même de la déformation. Nous avons nous-même observé par des mesures de perméabilité en cours de traction sur un alliage analogue (*fig. 25*) que la transformation débutait à l'ambiante après une déformation donnée et que la proportion de phase α formée augmentait de façon sensiblement parabolique avec la contrainte.

De ceci il résulte que les modalités de déformation dans la coupe ne sont pas indépendantes de la température. On vérifie bien d'ailleurs sur la *figure 26* que les points (2) sont situés sur le faisceau parallèle des courbes de traction rationnelles statiques à différentes températures (de 150°C à 300°C) et nettement en-dessous de la courbe de traction statique à l'ambiante dont la courbure nettement tournée vers le haut est caractéristique de la transformation martensitique au cours de la déformation.

**

Etude du travail de déformation plastique.

Dans le cas de l'essai de traction, le travail dépensé par unité de volume pour obtenir la déformation rationnelle ϵ , $W_t = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$, que l'on peut obtenir aisément soit par intégration d'une fonction empirique $\sigma(\epsilon)$, soit par planimétrage.

Dans le cas de la coupe, le travail de cisaillement W_s est calculé par la formule de Merchant $W_s = k \times \gamma$. Si on utilise les hypothèses

$$(1) W_1 \text{ équivalent} = \frac{k \times \sqrt{3} \times \gamma}{\sqrt{3}} = W_s$$

$$(2) W_2 \text{ équivalent} = \frac{k \times 2 \times 2 \times \gamma}{3} = \frac{4}{3} W_s$$

(*) Quand elles sont de la forme $\sigma = \sigma_0 \cdot \epsilon^n$, ce qui n'est en général pas le cas.

Remarque. — Si on admet que la valeur de k est la valeur maximum correspondant à la déformation γ , on voit que la formule de Merchant suppose implicitement que la consolidation est nulle. En effet, W_s n'est autre que l'aire $A = k \times \gamma$ de la *figure 27* et si la consolidation est positive, le travail réellement dépensé est inférieur à la valeur calculée par cette formule, W_s ne serait exact que si τ mesuré $= \frac{1}{\gamma} \int_0^{\gamma} \tau(\gamma) d\gamma$.

Par conséquent, à moins que la consolidation ne soit nulle, il faut s'attendre à ce que la comparaison du travail de déformation dans la coupe calculée par cette formule et dans l'essai de traction n'ait pas, pour une même déformation, le même sens que la comparaison des contraintes de cisaillement. En effet, si σ coupe pour $(\epsilon) = \sigma$ traction $W_s > W$ traction (*figure 28 a*) (1) et inversement, si

$$W_s = W_t \text{ pour } \epsilon \quad \sigma_{\text{coupe}} < \sigma_{\text{traction}} \quad (\text{figure 28 b}) (2)$$

Ceci peut expliquer l'anomalie signalée par Lapsley, Grassi et Thomsen [11] dont les points expérimentaux étaient tels que la condition (1) était à peu près vérifiée.

**

Résultats.

Nous avons tracé $W_s(\epsilon_1)$ et $W_t(\epsilon)$ sur un même diagramme en coordonnées doublement logarithmiques [pour extrapoler $W_t(\epsilon)$] (*fig. 29, 30, 31, 32, 33*).

Il est remarquable de constater que, dans tous les cas, les points ($W_{s1} \epsilon_1$) correspondant à des pentes d'affûtage et des avances très variables, s'alignent bien. La droite qui peut les représenter est parfois confondue, parfois parallèle, le plus souvent légèrement moins inclinée que la droite représentant les conditions de traction statique. Les points expérimentaux de la coupe sont néanmoins toujours proches de cette dernière.

Ici la corrélation est plus satisfaisante que précédemment, car elle n'est pas limitée à quelques cas particuliers d'avance ou de pente d'affûtage. Elle est néanmoins loin d'être absolue.

Remarque :

a) concernant le groupe de points déjà signalé ($\alpha = 40^\circ$, $v = 4,5 \text{ mm/mn}$, avance = 0,5 à 1 mm).

Alors que l'hypothèse (2) plaçait très exactement ces points sur la TSa, c'est l'hypothèse (1) qui place correctement le travail de déformation dans la coupe par rapport au travail de déformation durant l'essai de traction (*figure 32*). Ceci indique que l'on a la situation indiquée *figure 34*, c'est-à-dire que

$$\sigma_1 = \frac{1}{\epsilon} \int_0^{\epsilon} \sigma(\epsilon) d\epsilon.$$

b) concernant l'essai D dans son ensemble et les essais où une grande déformation a été observée en général ($\alpha = 0^\circ$).

Alors que les points ($\sigma_1 \epsilon_1$) et ($\sigma_2 \epsilon_2$) sont nettement en-dessous de la courbe rationnelle de traction statique à l'ambiante, les valeurs des énergies de cisaillement $W_s(\epsilon_1)$ sont en bon accord avec les valeurs déduites de l'essai de traction $W_t(\epsilon)$.

Ceci permet de supposer que $W_s = W_t$ est le cas limite idéal. Une remarque précédente a montré que W_s n'est exact que si k calculé $= \frac{1}{\gamma} \int_0^{\gamma} k(\gamma) d\gamma$.

Une forme possible de la loi de consolidation qui tiendrait compte de ces 2 faits est indiquée *figure 35* et comprendrait une partie à consolidation positive jusqu'à la contrainte de cisaillement τ_m maximum correspondant à la déformation γ_0 et qui n'est pas dans les cas étudiés dans ce paragraphe, colinéaire avec la direction du glissement final où l'on mesure k .

Le phénomène ne peut toujours se décrire de façon aussi simple lorsque W_s est supérieur à W_t ; ce qui se produit en particulier pour de faibles avances, où intervient un autre phénomène qui tend à augmenter W_s indépendamment, pour des raisons que nous allons essayer de décrire.

Variation de W_s avec l'avance.

W_s augmente sensiblement quand l'avance diminue. Ceci a été généralement attribué à deux effets.

a) un effet de dimension (« size effect ») basé sur la probabilité inférieure de trouver dans un échantillon

plus petit suffisamment d'imperfections pour diminuer sa résistance à la déformation. On constate bien que k croît quand l'avance décroît (voir les résultats numériques en annexe).

b) une partie du travail total serait dépensée en travail de déformation de la pièce. Le travail total se décomposerait alors en deux travaux partiels.

W_{cI} : travail de déformation du copeau

W_{cII} : travail de déformation de la pièce et l'on aurait

$$W_c = W_{cI} + W_{cII} = \frac{F_c}{ap} + W_{cII}$$

W_{cII} serait provoqué par le déplacement d'une force F_{cII} qui serait indépendante de l'avance. De fait, si l'on construit F_c (a) on constate (fig. 36) que c'est sensiblement une droite $F_c = F_{cII} + ha$ avec une ordonnée à l'origine non nulle, et variable avec la pente d'affûtage. Il conviendrait alors de corriger l'effort lu au dynamomètre, en soustrayant F_{cII} obtenu par extrapolation à l'avance nulle, ce qui aurait pour effet de diminuer les valeurs calculées de k et W_s de façon notable aux faibles avances. Il est difficile de dire si la valeur numérique de F_{cII} obtenue de cette manière est celle qui convient, car aux très faibles avances, on observe toujours sur l'outil une petite arête rapportée dans le cas de l'usinage de l'acier (fig. 37 a). Pour le zinc commercialement pur, où l'on n'observe jamais d'arête rapportée, nous avons constaté qu'au voisinage de l'origine la variation F_c (a) était plutôt de la forme $F_c = a_0 \cdot a^t$, t étant un coefficient positif et inférieur à 1 (fig. 37 b).

Remarque : Une arête d'outil n'est jamais un dièdre parfait et présente toujours un certain rayon (fig. 38). Si l'avance est de l'ordre de grandeur de ce rayon, les conditions de coupe sont complètement différentes et en particulier la pente d'affûtage effective peut être fortement négative. C'est ainsi qu'à une vitesse de coupe $v = 70$ m/mn.

pour $a = 0,0125$ mm $\alpha = + 20^\circ$ $W_c = 118,5$ kg/mm² (1)

pour $a = 0,2$ mm $\alpha = - 40^\circ$ $W_c = 118$ kg/mm². (2)

Il est donc très probable que pour les conditions (1) la pente d'affûtage effective était de l'ordre de $- 40^\circ$.

En conclusion, étant donné les réserves que nous avons faites concernant l'application des formules de transformation (1) et (2) au problème qui nous occupe il est délicat de conclure de façon précise et formelle de la comparaison entre l'essai de traction et les valeurs que donnent les essais de coupe.

Les résultats obtenus sont cohérents avec les faits que nous avons constatés et l'interprétation que nous avons proposée dans la première partie de ce chapitre (si toutefois l'on fait abstraction de ce qui concerne les faibles avances où nous avons vu que d'autres phénomènes intervenaient). En effet :

1) En ce qui concerne les essais où la pente d'affûtage est très élevée, la formule de transformation basée sur l'hypothèse que k est une contrainte de cisaillement maximum (formule 2) donne des points assez correctement représentés par la courbe rationnelle de traction. On a vu que, dans ces conditions de coupe la direction de glissement (le long de laquelle on calcule k) était sensiblement colinéaire à une trajectoire de cisaillement maximum ($\Phi + \beta - \alpha = 45^\circ$).

2) Pour les essais à faible pente d'affûtage au contraire où $\Phi + \beta - \alpha$ est de l'ordre de 55° cette colinéarité n'est plus vraie et les points de coordonnées k_1 , γ_1 , correspondant à ces essais, sont situés en-dessous de la courbe rationnelle de traction, alors que les énergies de déformation sont du même ordre (en prenant la représentation (1) basée sur le critère de Von Mises). Par conséquent, k_1 ne représente pas la valeur du cisaillement maximum et il en résulte que la courbe de consolidation compatible avec ces deux observations aurait un maximum. Avant ce maximum le métal se déformerait par compression simple et les cristaux s'orienteraient de façon privilégiée par rapport à l'effort de coupe. Au-delà de ce maximum la déformation serait instable et se localiserait le long des plans de glissements précédemment orientés.

Cette description du phénomène est certainement schématique mais elle rend compte de l'ensemble de nos observations expérimentales et nous verrons dans le prochain paragraphe que la forme de la courbe de consolidation qu'elle suppose n'est pas impensable puisqu'on la retrouve par torsion dynamique.

**

B. — Comparaison avec la torsion à grande vitesse.

La comparaison est ici simplifiée puisqu'elle n'exige pas de transformation de coordonnées. D'autre part, on peut ne pas faire d'hypothèse sur l'existence d'un état hydrostatique superposé au cisaillement. Enfin les

déformations homogènes que l'on atteint en torsion sont bien plus grandes qu'en traction simple, ce qui rend l'extrapolation des courbes de torsion plus sûre. Un dernier avantage, le dispositif de torsion que nous avons construit, permet des vitesses de déformation beaucoup plus élevées sans atteindre toutefois les vitesses de déformation que l'on admet être celles de la coupe.

L'inconvénient majeur de cette méthode est que la déformation γ est connue de façon moins précise que la déformation rationnelle ε dans l'essai de traction, car elle dépend essentiellement de la longueur calibrée de l'éprouvette.

Essais de torsion pure.

Nous avons construit $\tau(\gamma)$ en coordonnées log. log. dans différents cas que nous allons passer en revue. Chaque courbe a été déterminée au minimum deux fois.

Cas des essais B (fig. 39). — On retrouve la même situation que vis-à-vis de l'essai de traction. Nous avons également indiqué pour mémoire des points correspondant à des essais de coupe où une arête rapportée de faible pente était présente et on peut constater que l'erreur introduite n'est pas grande.

Pour les points Bc (usinage avec un outil à pastille de carbure rapportée), l'accord paraît satisfaisant.

Cas des essais C (fig. 40). — Les points les mieux situés sont ceux de l'essai à grande vitesse, les points à faible vitesse étant au-dessus, mais l'écart reste faible.

Cas des essais E, D, I, J, (fig. 41, 42, 43, 44). — Dans ces 4 cas, la courbe $\tau(\gamma)$ passe nettement en-dessous des points expérimentaux correspondant à différentes conditions d'avance. Par exemple, pour une déformation de 1,3, les points de la coupe se groupent autour d'une valeur moyenne de la contrainte de 52 kg/mm², alors que la contrainte de cisaillement dans l'essai de torsion égale 42,5 kg/mm². L'écart diminue quand la déformation augmente et l'on peut considérer que certains points correspondant à de fortes avances (E γ) sont situés sur le prolongement immédiat de la courbe de torsion.

*
**

Effet d'une compression préliminaire.

Bridgmann a montré que l'effet d'une compression axiale constante au cours de la torsion était d'augmenter la contrainte de cisaillement nécessaire pour une déformation donnée et surtout de permettre de grandes déformations avant rupture.

Comme la contrainte de compression était nettement au-dessus de la limite élastique du matériau, nous avons cherché à nous rendre compte si le premier effet ne pouvait simplement être attribué au durcissement dû à l'écroutissage de compression et non pas à l'influence de la contrainte normale au plan de cisaillement sur la contrainte de cisaillement (comme le postule Merchant).

Des premiers essais sur éprouvette écroutie au préalable par compression, puis soumises à la torsion simple, nous ont donné des augmentations de contraintes de l'ordre de ceux obtenus par Bridgmann. Celle-ci, d'ailleurs, est moins grande que celle à laquelle nous nous attendions. Tout se passe comme si les plans actifs de glissement ne sont pas les mêmes pour les deux modes de déformation et l'interaction faible. (La différence obtenue par écroutissage de 50 % est de l'ordre de 10 kg/mm² dans le cas d'un acier à moyen carbone).

Nous avons ensuite essayé des éprouvettes écrouties au préalable au taux désiré en torsion + une compression axiale. Nous avons limité cette dernière à une compression élastique afin de pouvoir négliger les déformations qui en résultent (et qui faussent les valeurs mesurées de la longueur et du diamètre extérieur de l'éprouvette).

Les figures 41 et 42 représentent les résultats de ces essais comparés aux essais de coupe. On voit que la corrélation est bien meilleure qu'avec l'essai de torsion pure. On voit également qu'une seule courbe ne peut représenter l'ensemble des points expérimentaux. On peut penser néanmoins qu'en faisant varier, beaucoup plus largement que nous ne l'avons fait, l'écroutissage initial, on pourrait obtenir un réseau de courbes correspondant à chaque point.

*
**

RÉSUMÉ ET CONCLUSIONS

- 1 — Corrélation entre l'essai de traction et la coupe.
 - L'hypothèse (1) de Thomsen permet de comparer les énergies de déformation.
 - L'hypothèse (2) donne des points mieux représentés que (1) par rapport à la courbe rationnelle de traction et permet une corrélation très bonne dans le cas des vitesses très faibles et des avances et pentes d'affûtage élevées.
- 2 — Corrélation entre la torsion pure et la coupe.
 - Elle n'est vérifiée que dans des cas particuliers.
- 3 — D'une manière générale, les matériaux dont le coefficient d'écrouissage est faible, donnent lieu à une corrélation plus satisfaisante avec l'essai de traction ou de torsion pure.
- 4 — L'essai de torsion sur éprouvettes écrouies au préalable donne les meilleurs résultats et paraît indiquer la possibilité d'une loi de consolidation présentant un maximum.
- 5 — Il ne semble pas y avoir de relation générale entre τ et γ dans la coupe. Les conditions de chaque essai doivent imposer une loi de consolidation individuelle.
- 6 — En torsion dynamique, la contrainte de cisaillement τ présente une valeur maximum pour une déformation γ_c . On constate d'autre part qu'un écrouissage de compression préliminaire diminue γ_c .

Nous retrouvons là la possibilité d'une représentation de la loi de consolidation dans la coupe avec un maximum. Les conditions de coupe qui favorisent les déformations élevées du copeau donnent des points (k, γ) qui seraient situés après ce maximum. Cette possibilité est liée à l'anisotropie qui se développe quand le point représentatif de l'état du métal décrit cette courbe jusqu'à la valeur maximum τ_m (fig. 35). Au-delà de ce maximum la déformation homogène n'est plus possible et elle se localise le long des plans de glissement actifs dans leur position finale sous la forme d'un glissement simple, sans rotation le long d'une direction que nous avons vérifiée être sensiblement à 55° de l'effort de coupe résultant dans le cas d'alliages de fer.

Si on augmente la pente d'affûtage de l'outil la déformation totale diminue et pour les déformations minima (telles que $\gamma_{\text{totale}} < \gamma_c$), on arrive à une représentation de la loi de consolidation qui est une fonction monotone croissante et direction de contrainte de cisaillement maximum et direction de glissement sont alors colinéaires.

*
**

BIBLIOGRAPHIE

- [1] R. Hill. The Mathematical theory of plasticity Oxford Clarendon Press, 1950.
- [2] C.S. Barrett. Structure of metals, McGraw Hill, New-York, 1943.
- [3] G.I. Taylor. *J. of Metals*, 1938, 38, p. 307.
- [4] C.S. Barrett et Levenson. *Trans. AIME*, 1940, 137, p. 112.
- [5] W. Boas, E. Schmidt. *Ztsch. Techn. Physik*, 1931, 12, p. 71.
- [6] D.C. Drucker. *J. of Applied Physics*, 1949, 20, p. 1013.
- [7] N. Cook, M.C. Shaw. *Mech. Engin.*, novembre 1951, p. 923.
- [8] B.T. Chao, K.J. Trigger, L.B. Zylstra. *Trans. ASME*, août 1952, p. 1039.
- [9] M.E. Merchant. *J. of Applied Physics*, 1948, 16, p. 267.
- [10] M.C. Shaw. Discussion de (8).
- [11] J.T. Lapsley, R.C. Grassi, E.G. Thomsen. *Trans. ASME*, 1950, 72, n° 7.
- [12] E.R. Marshall et M.C. Shaw. *Trans. ASM*, 1951, 44, p. 718.
- [13] P. Bastien et J. Pokorný. *C.R. Académie des Sciences*, 232, juin 1951, p. 2447.
- [14] E.G. Thomsen, J.T. Lapsley, R.C. Grassi. *Trans. ASME*, mai 1953, p. 591.
- [15] W.R. Backer, E.R. Marshall, M.C. Shaw. *Trans. ASME*, 1952, vol. 74, p. 61.
- [16] P.W. Bridgmann. *J. of Applied Physics*, 1943, 14, p. 273-283.
- [17] P. Bastien, M. Weisz. *C.R. Acad. Sci.*, 238, p. 1583-1585.

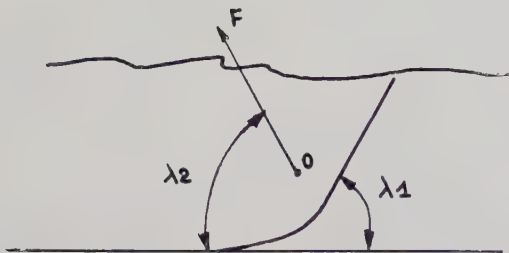


Fig. 1

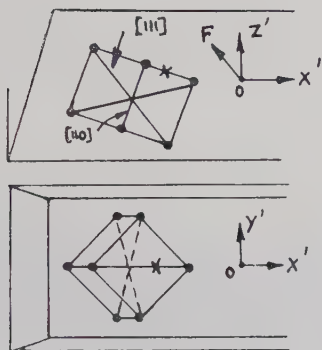


Fig. 2. — Schéma de l'orientation du Fe_α

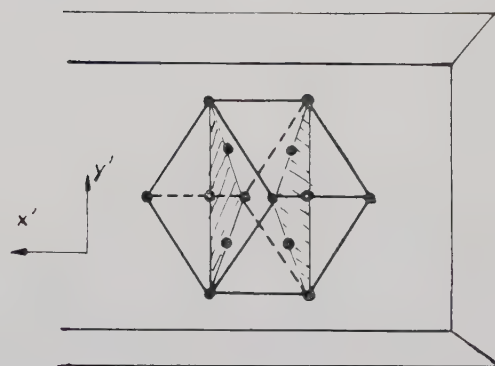
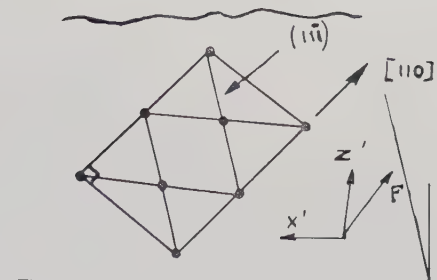


Fig. 3. — Schéma de l'orientation du Fe_γ

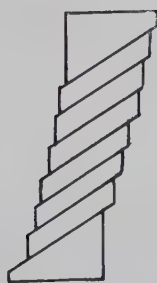


Fig. 4

Schéma
du glissement simple
(sans rotation)

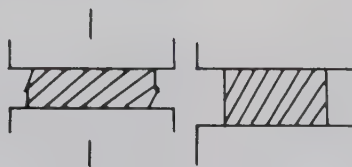


Fig. 5

Rotation des plans de glissement
par compression

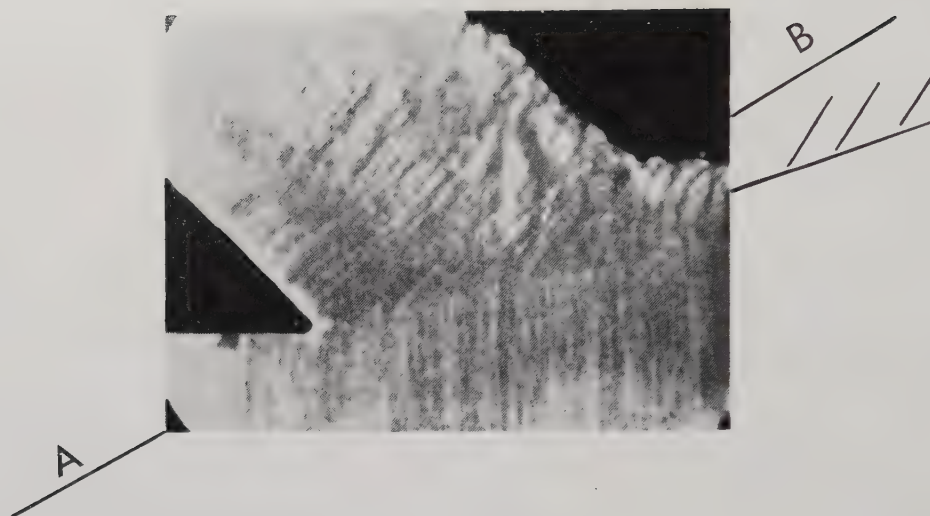


Fig. 6. — Mise en évidence de déformation plastique antérieure
au plan de cisaillement AB limite, d'après
M.C Shaw et N. Cook

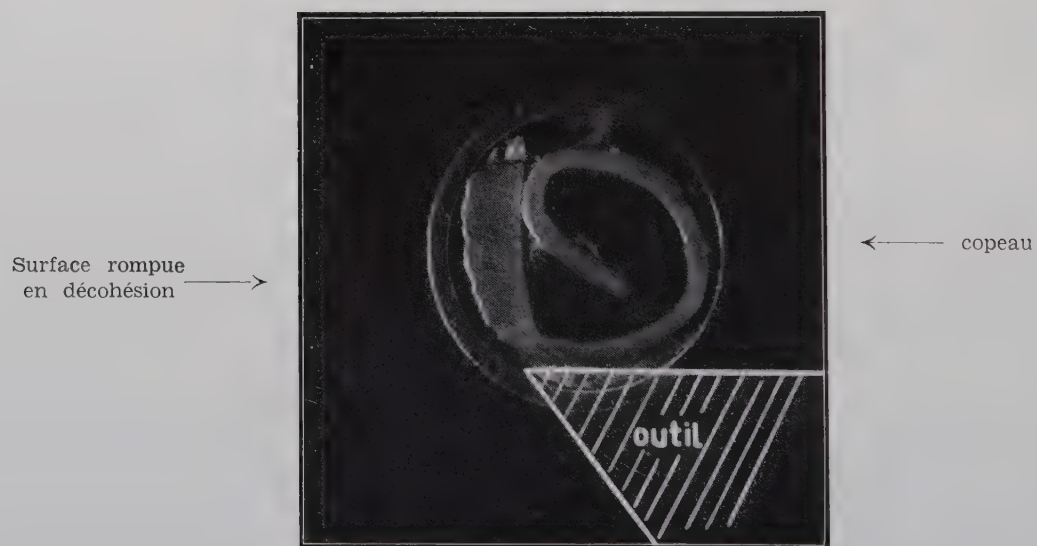
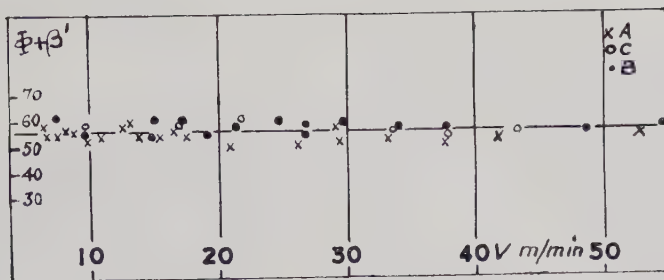
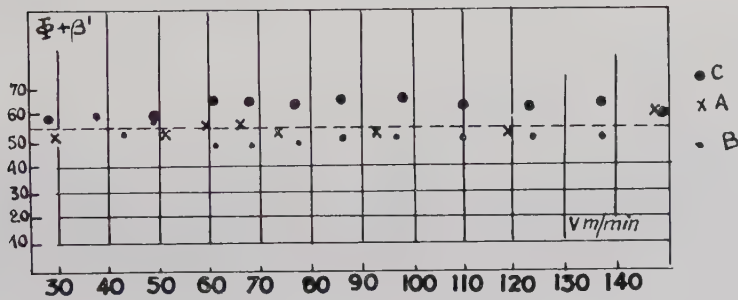


Fig. 7. — Copeau de Zn obtenu à froid



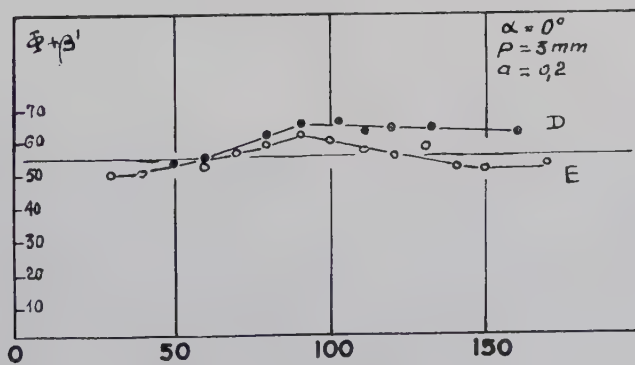
$\alpha = 0^\circ$
 $p = 3 \text{ mm}$
 $a = 0,2$

Fig. 8



$\alpha = 0^\circ$
 $p = 3 \text{ mm}$
 $a = 0,2$

Fig. 9



$\alpha = 0^\circ$
 $p = 3 \text{ mm}$
 $a = 0,2$

outil carbur

Fig. 10

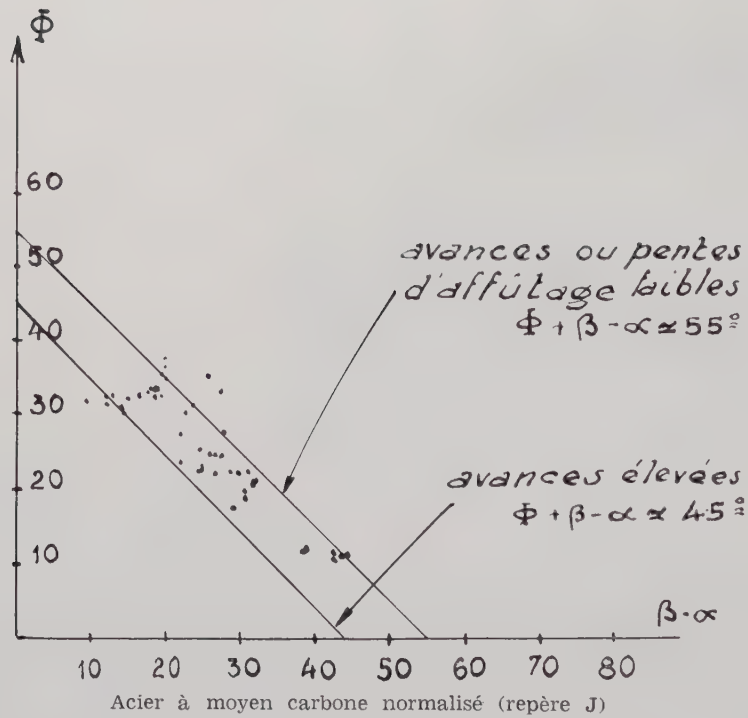
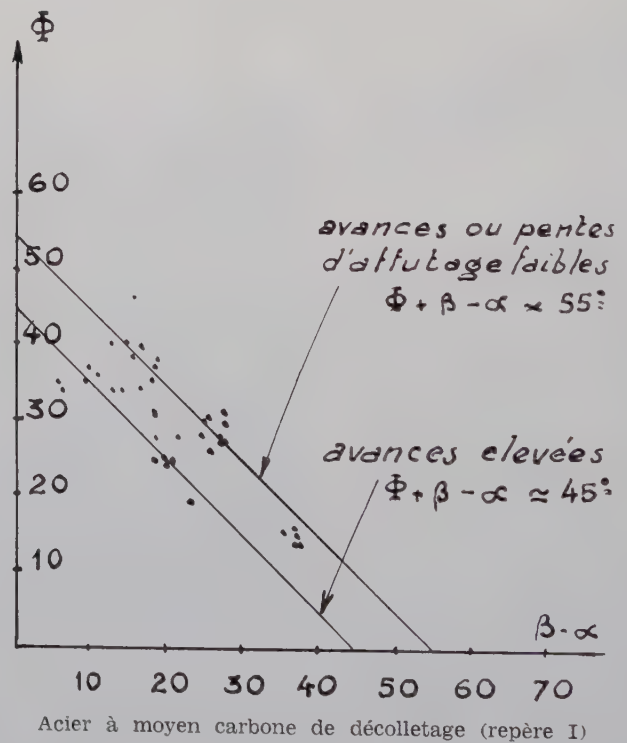
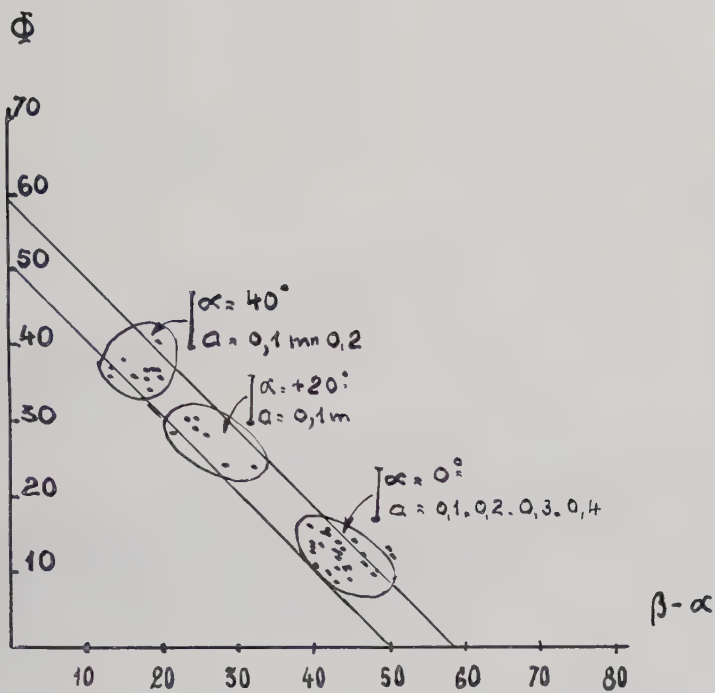


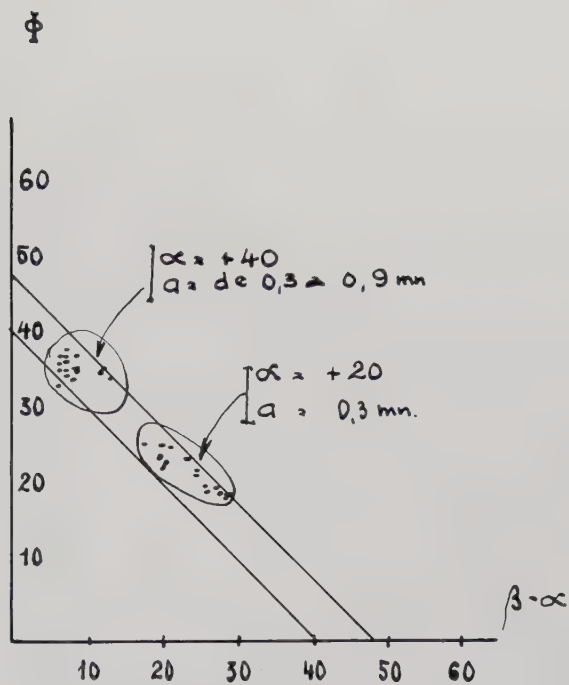
Fig. 11



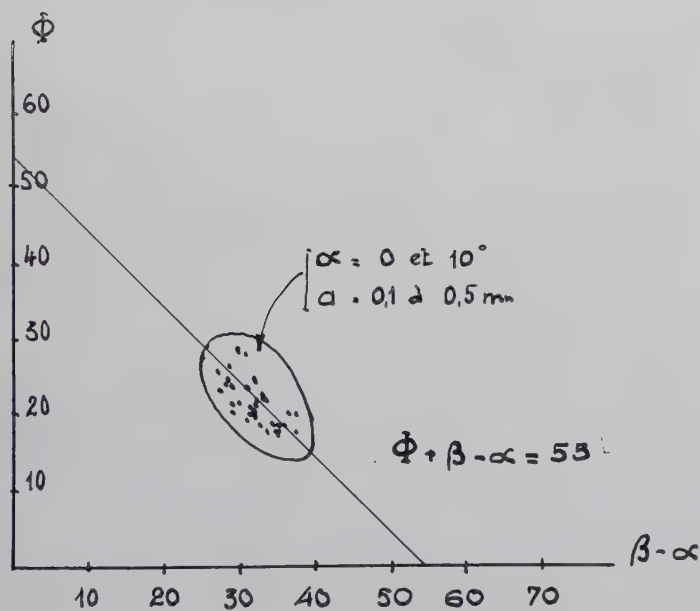


Alliage E

Conditions où la relation (3) est bien vérifiée



Conditions où la direction de glissement est sensiblement colinéaire à la contrainte de cisaillement maximum



Alliage D

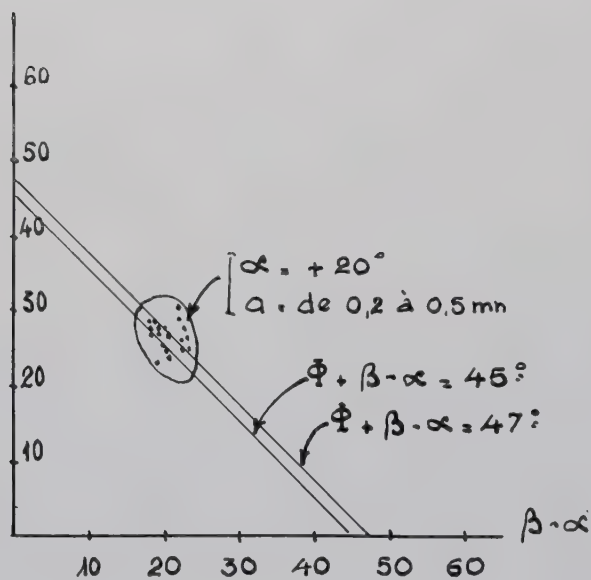


Fig. 12. — Mise en évidence de l'influence de la pente d'affûtage et de l'avance sur la colinéarité entre la contrainte de cisaillement maximum et la direction de glissement

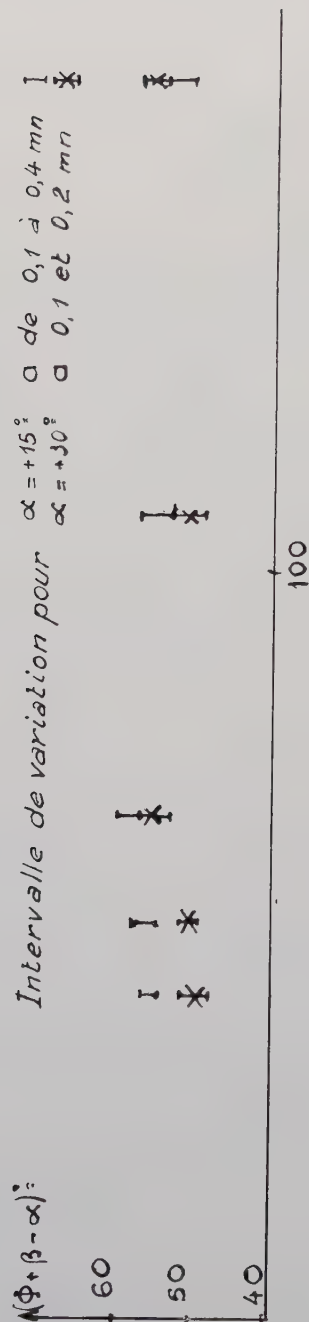
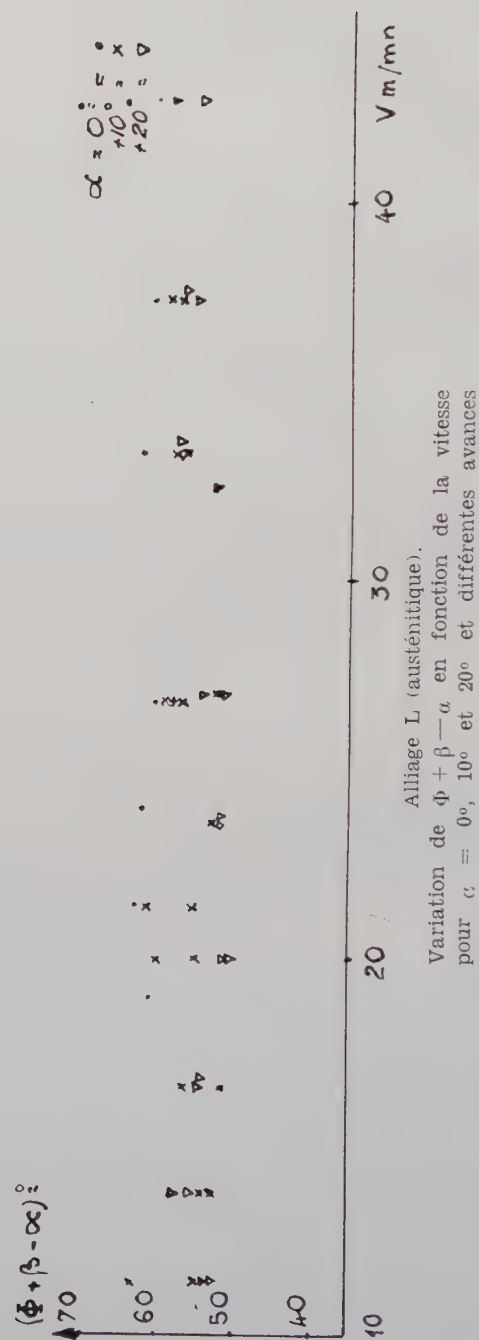


Fig. 13. — Alliage L (austénitique).
 Variation de $\phi + \beta - \alpha$ en fonction de la vitesse
 et pour différentes avances et deux pentes d'affûtage



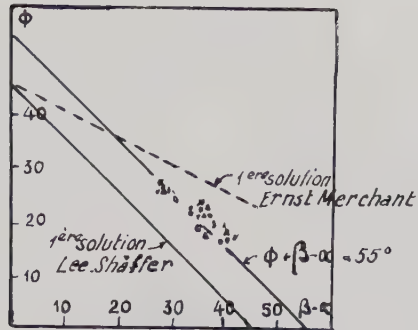


Fig. 14. — Confrontation de notre théorie avec les résultats de Ernst et Merchant ([1], chap. I).

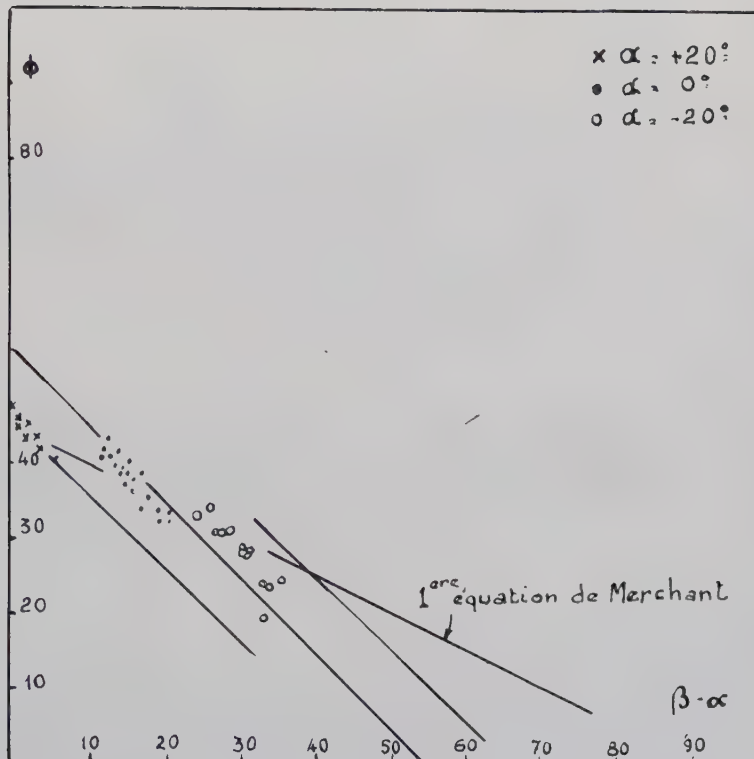
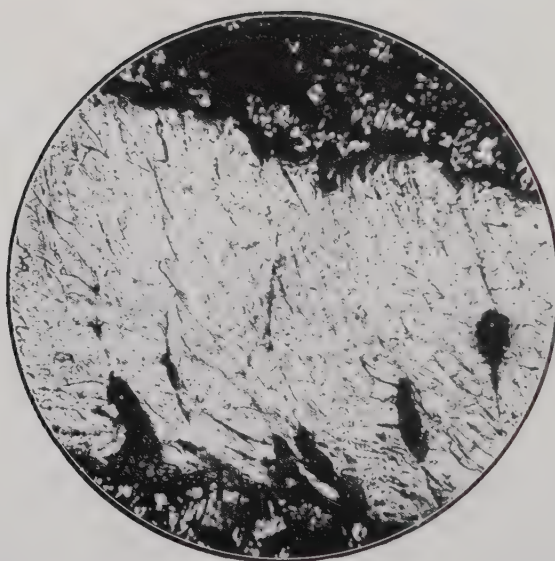


Fig. 15. — Relation entre Φ et $\beta - \alpha$ dans le cas de l'usinage du zinc



× 60

Fig. 16. — Copeau de magnésium
coupe xoz

$a = 0,2 \text{ mm}$ $P = 4 \text{ mm}$

$V = 35 \text{ m/mn}$ $\alpha = 0^\circ$

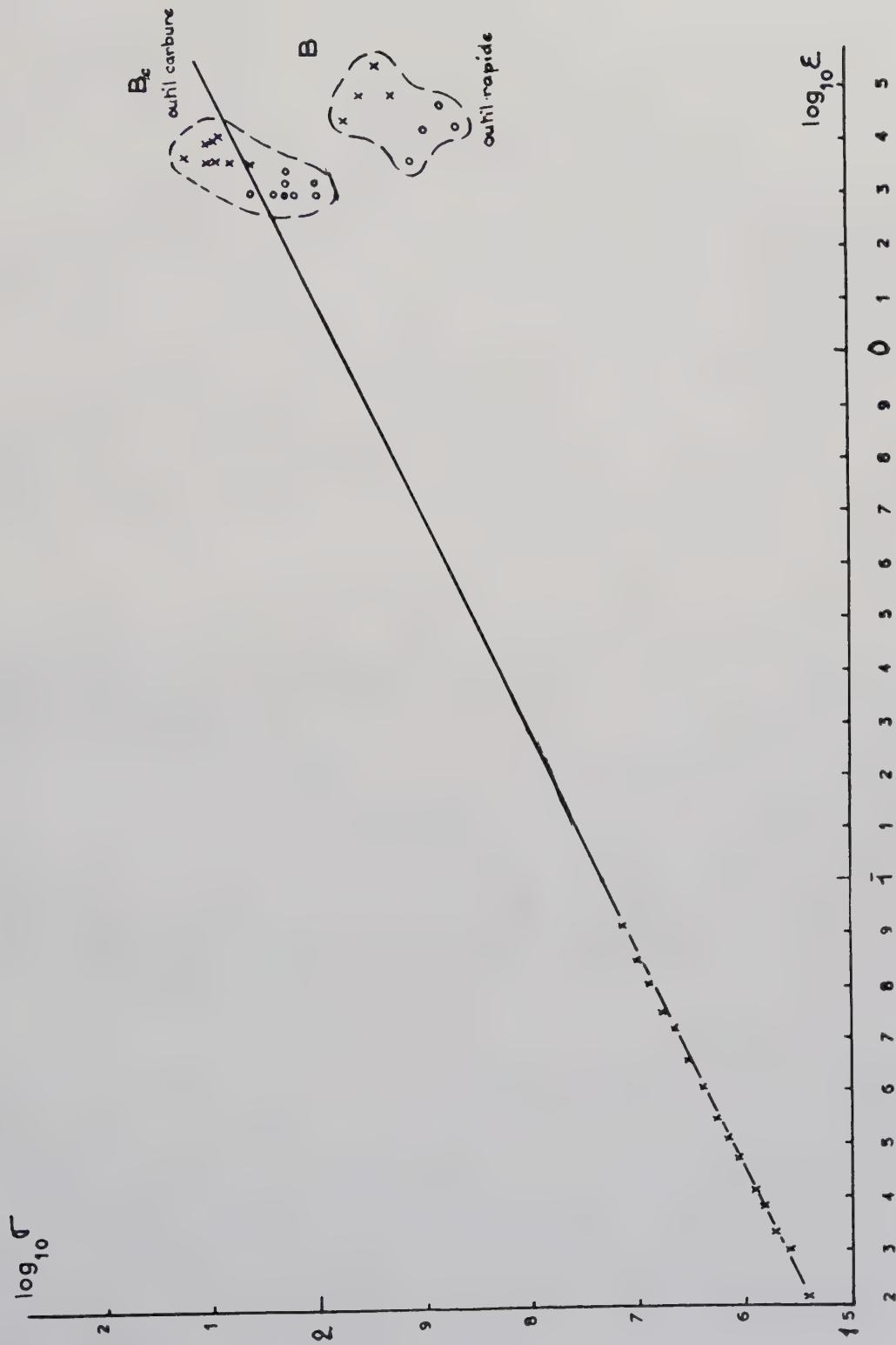


Fig. 17. — Comparaison d'essais de traction avec les essais de coupe dans le cas d'un chrome-molybdène repère B

x hypothèse 2.
o hypothèse 1.

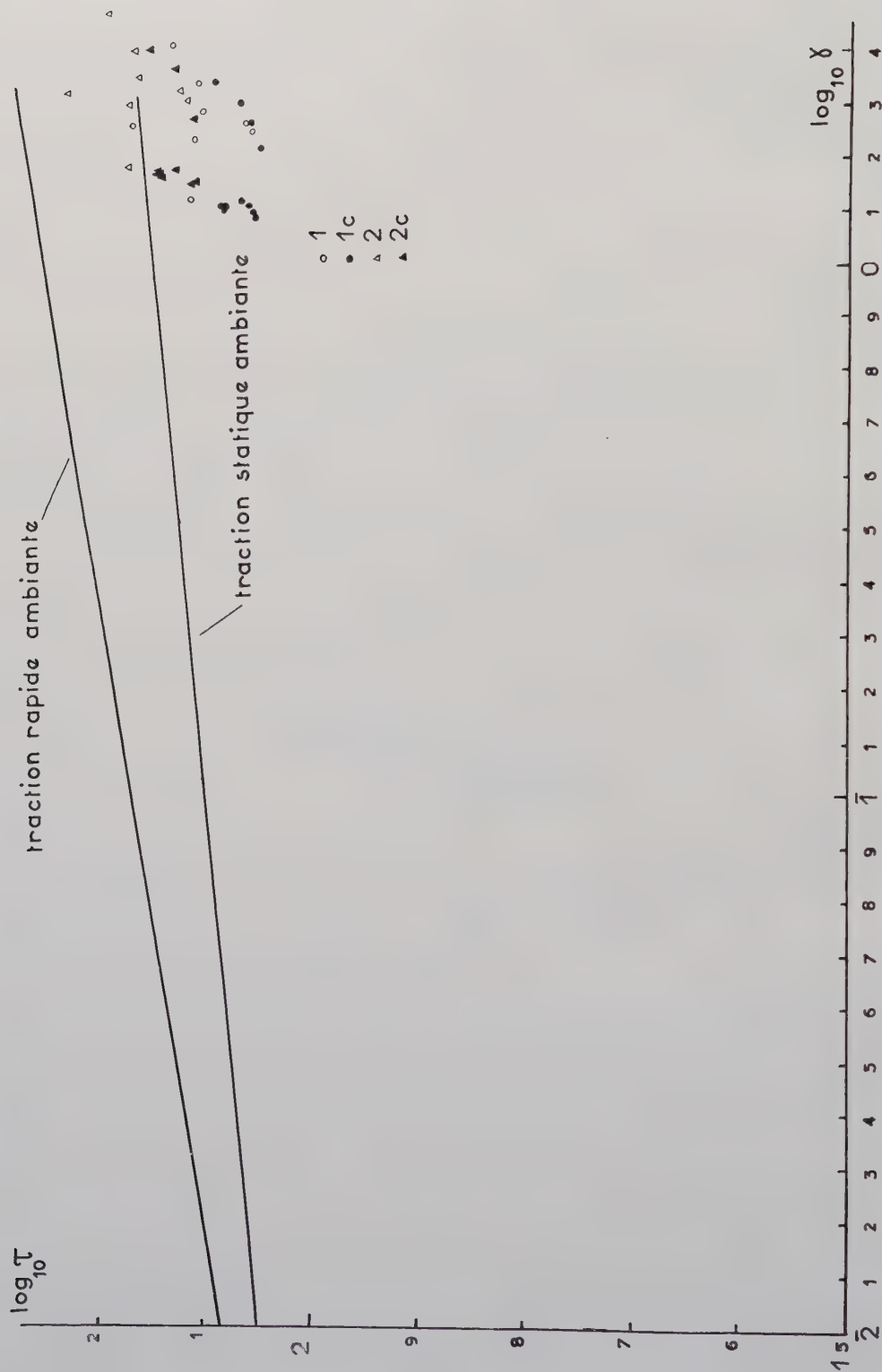


Fig. 18. — Comparaison d'essais de traction et d'essais de coupe des métaux. Hypothèses 1 et 2. Chrome molybdène traité (repère C)

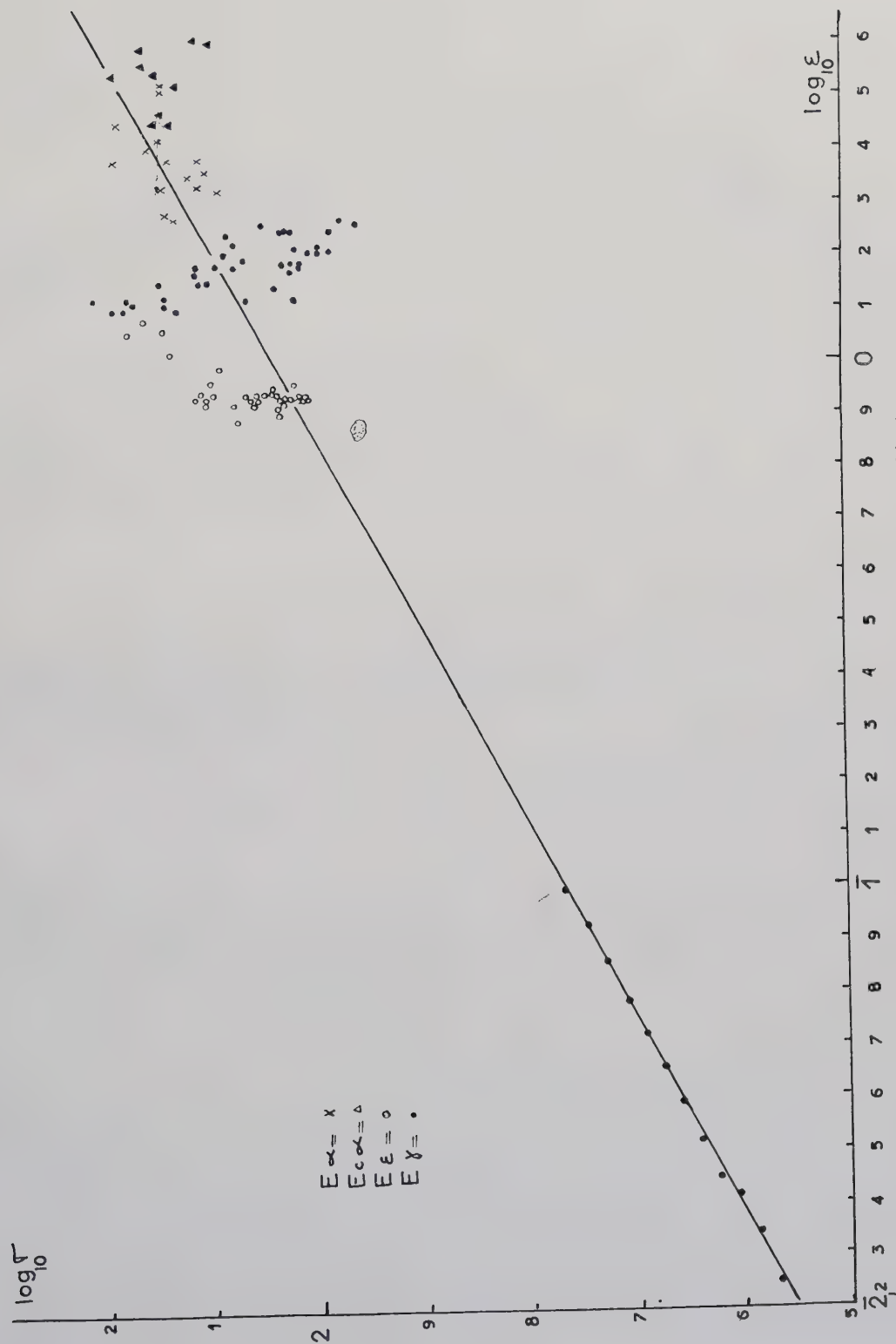


Fig. 19. — Comparaison d'essai de traction à l'ambiante avec les essais de coupe (hypothèse 2) dans le cas d'un acier à moyen carbone normalisé (repère E)

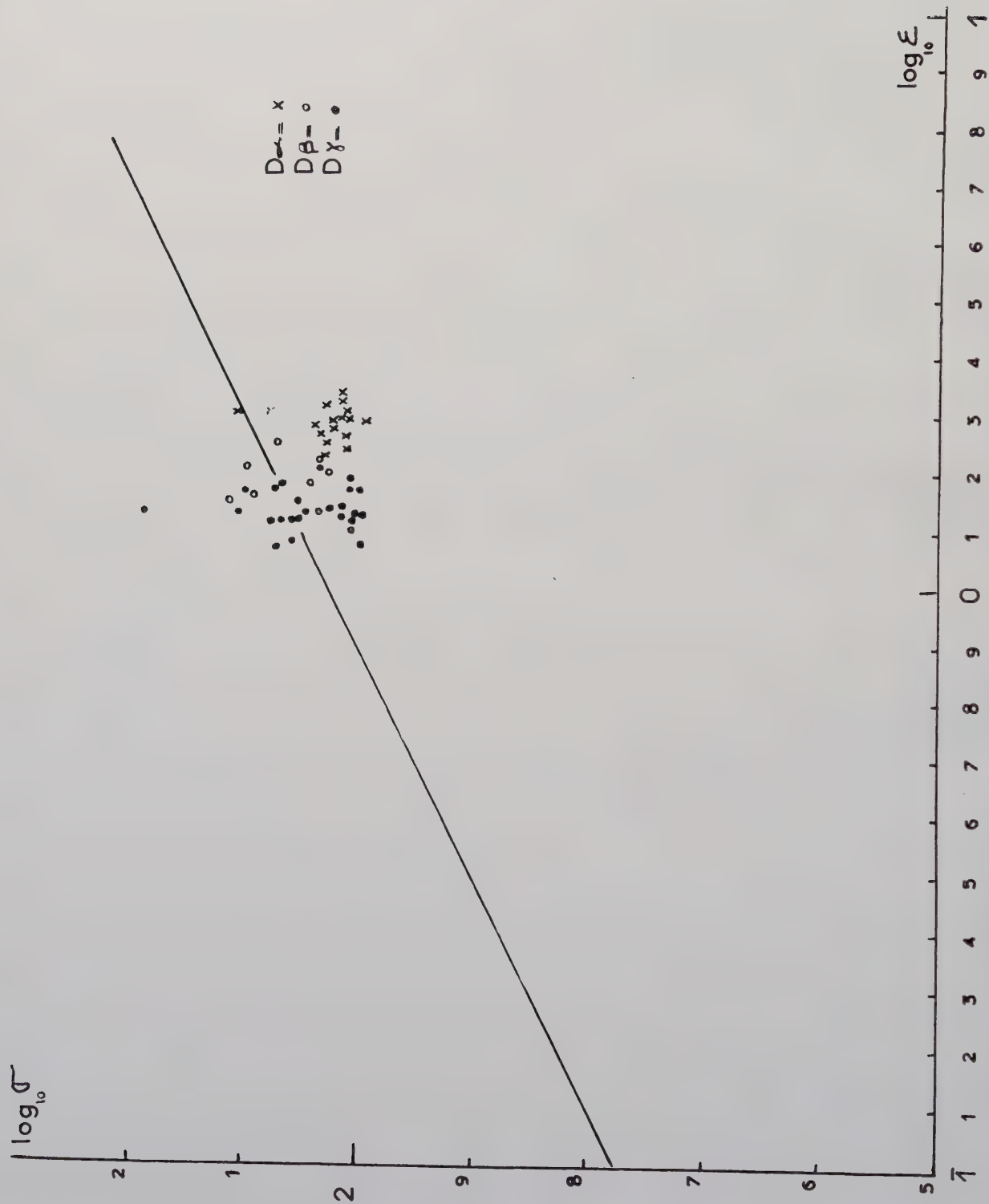


Fig. 20. — Comparaison de l'essai de traction avec les essais de coupe des métaux (hypothèse 2) dans le cas d'un acier de décolletage à moyen carbone recuit (repère D)

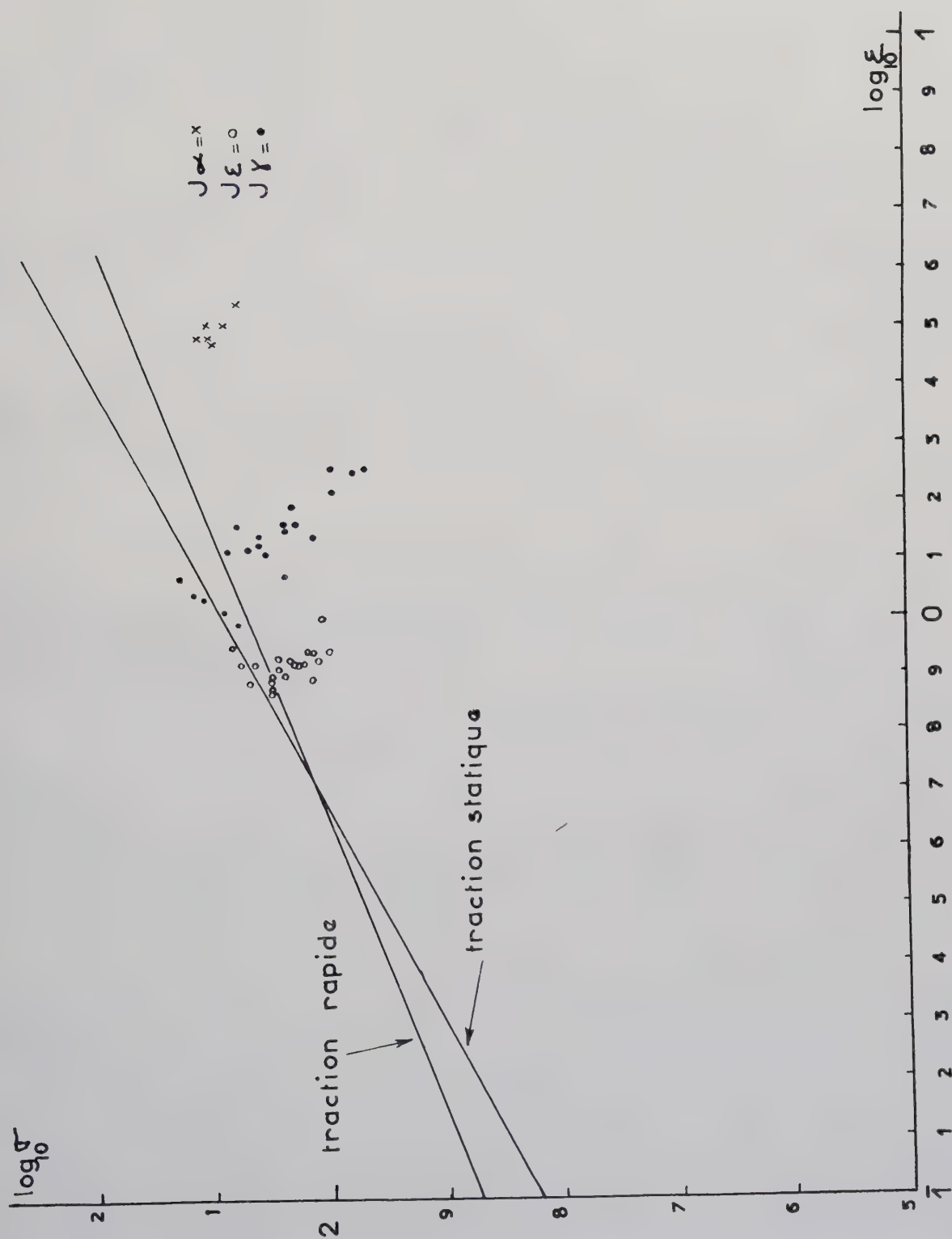


Fig. 21 a. — Comparaison de l'essai de traction avec les essais de coupe (hypothèse 1) dans le cas d'un acier à moyen carbone recuit (repère J)

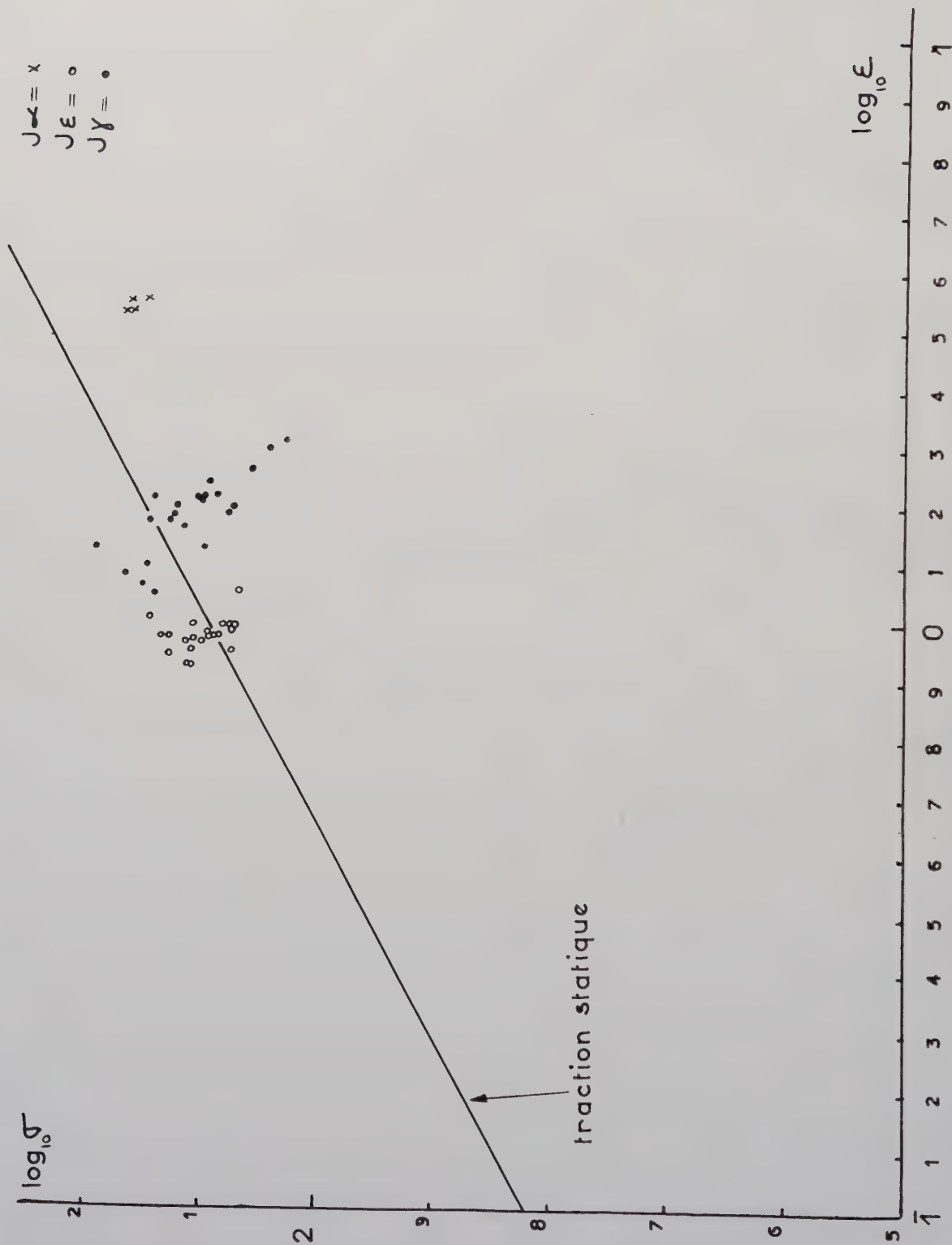


Fig. 21 b. — Comparaison de l'essai de traction à l'ambiante avec les essais de coupe (hypothèse 2) dans le cas d'un acier à moyen carbone normalisé (repère J)

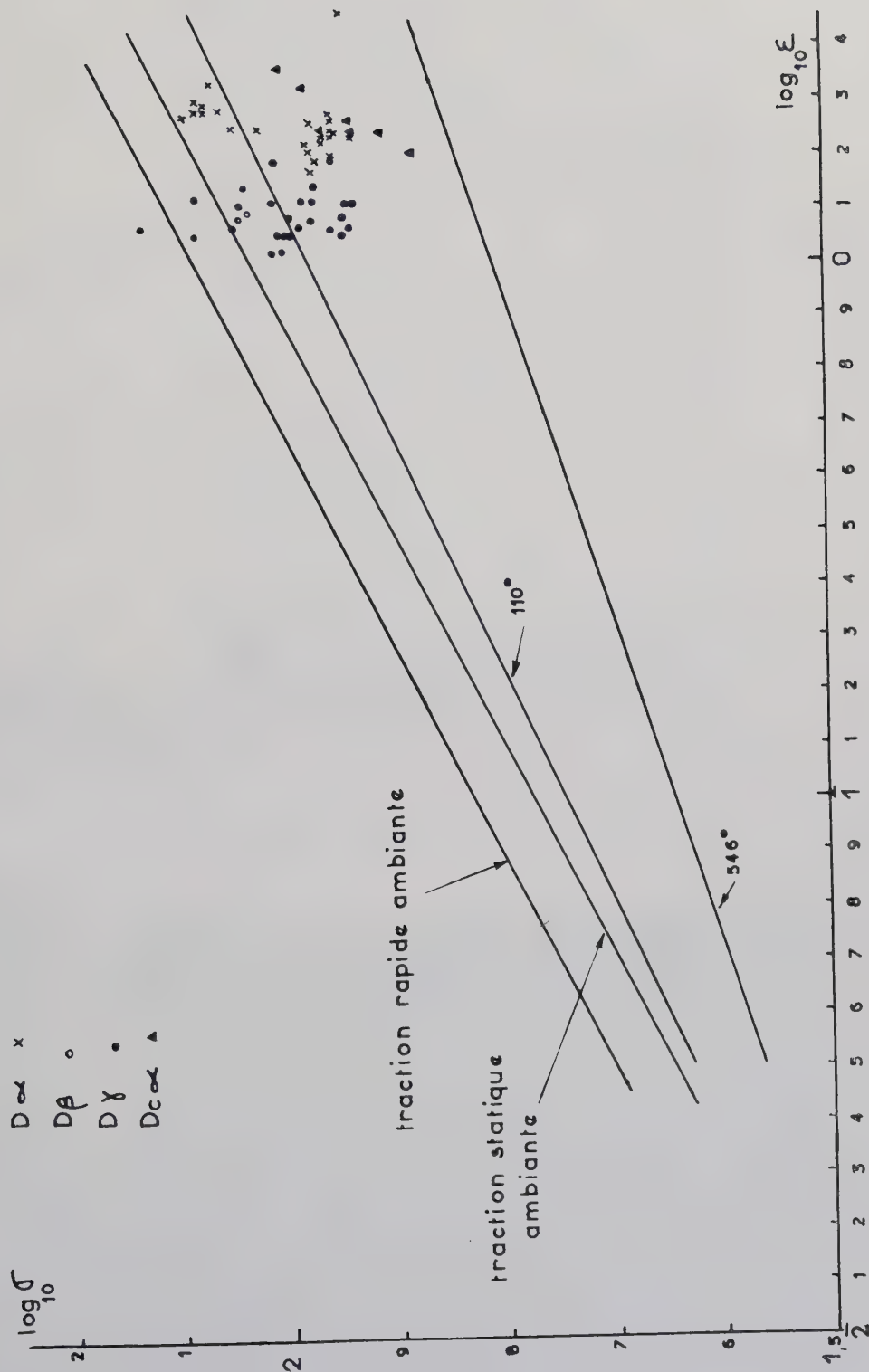
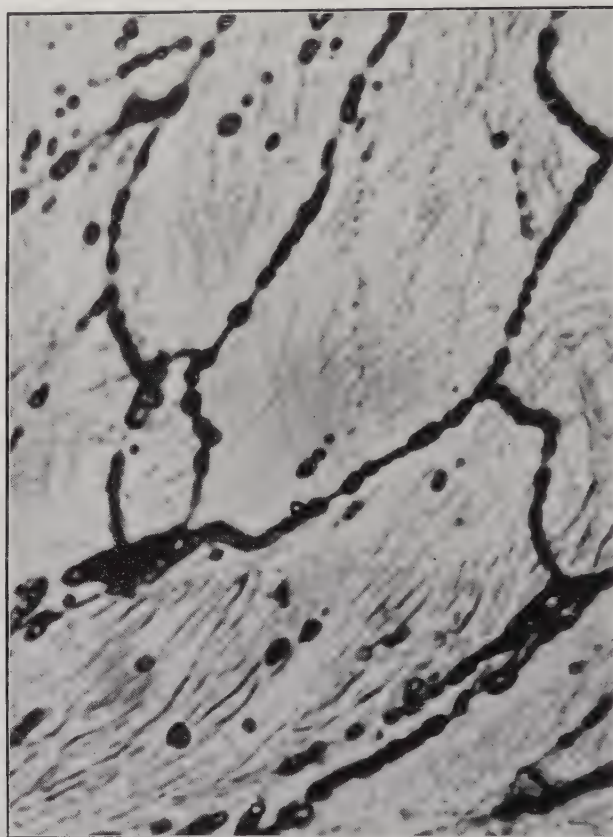


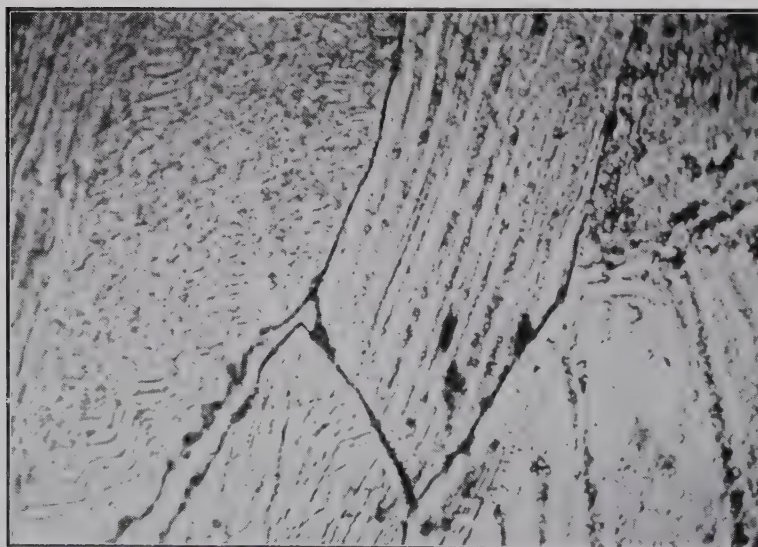
Fig. 22. — Comparaison de l'essai de traction à différentes températures et de l'essai de coupe, dans le cas d'un acier de décolletage à moyen carbone (repère D)



× 840 × 1,5

Fig. 23. — Micrographie sur le plan X'OZ' d'un copeau austénitique obtenu dans les conditions suivantes :

$\alpha = +10^\circ$
 $V = 5 \text{ m/mn}$
 coupe à froid



× 1640

Fig. 24. — Même copeau que sur la figure 23 après revenu à 600°C

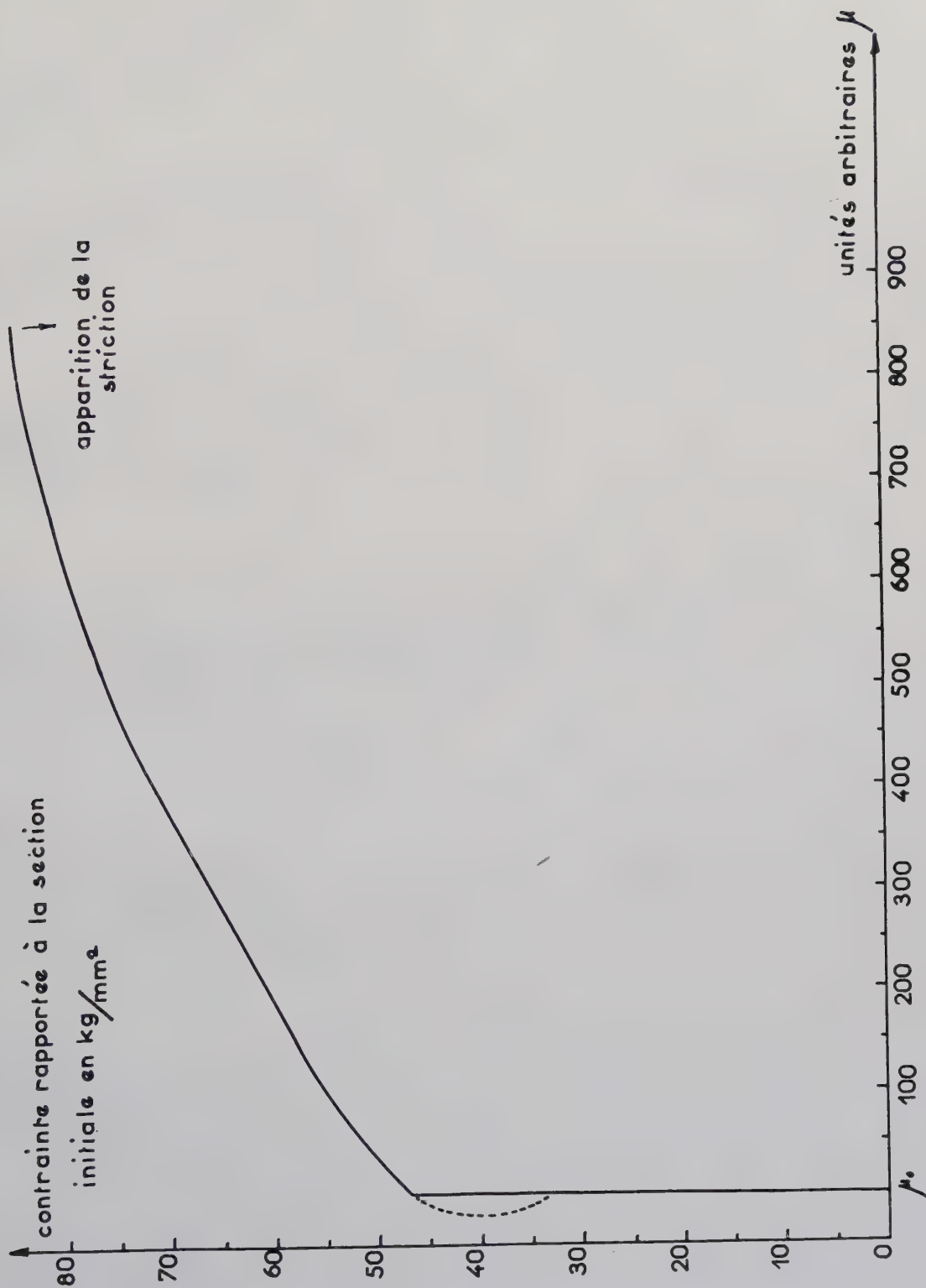


Fig. 25. — Variation d'une quantité variable comme la perméabilité d'une auténite 18/8 en fonction de la contrainte appliquée (perméabilité initiale = 1,08)

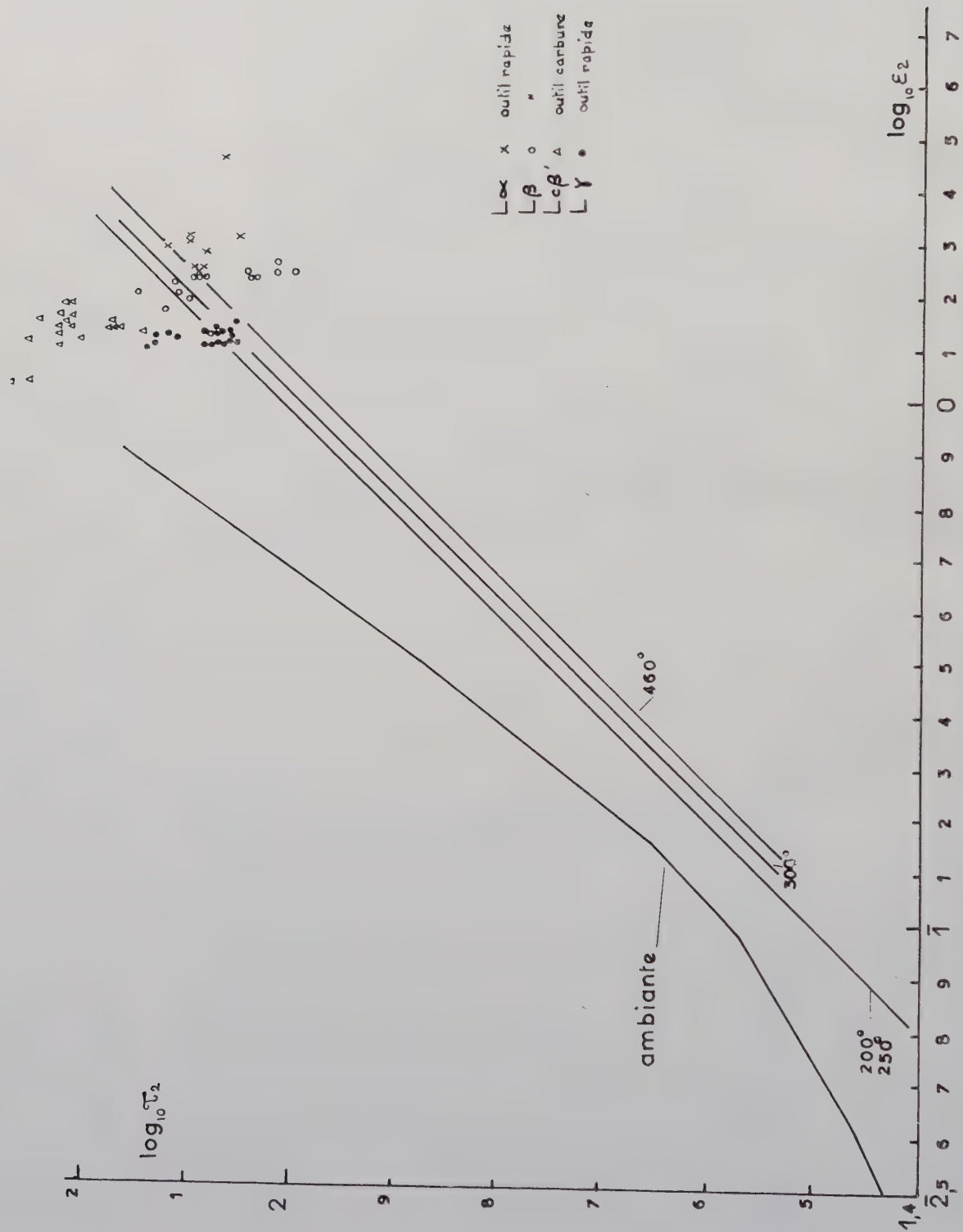


Fig. 26. — Comparaison des essais de traction à différentes températures avec les essais de coupe d'un acier inoxydable 18 10

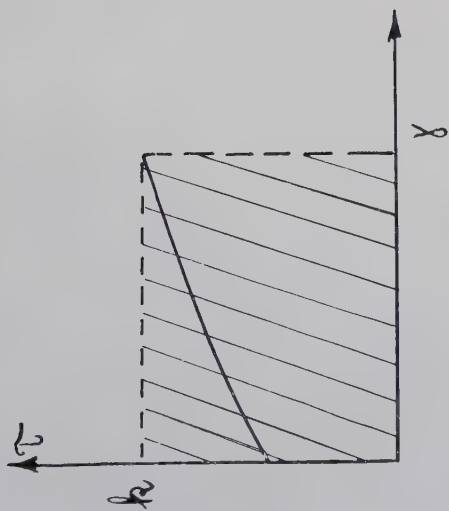


Fig. 27

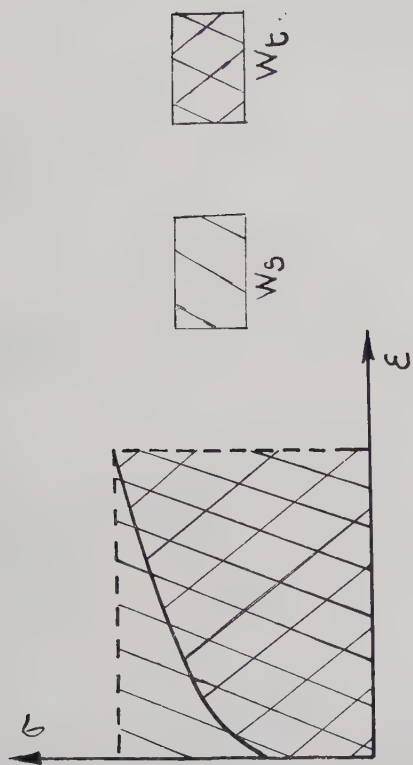


Fig. 28 a

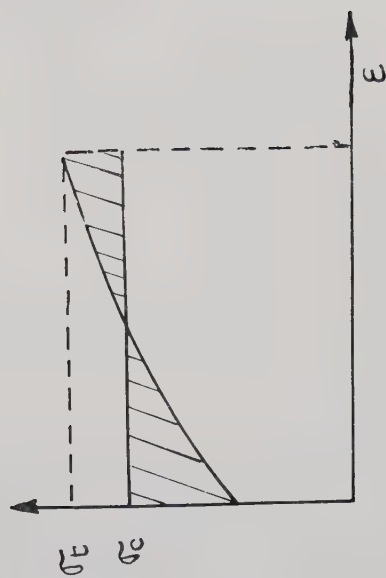


Fig. 28 b

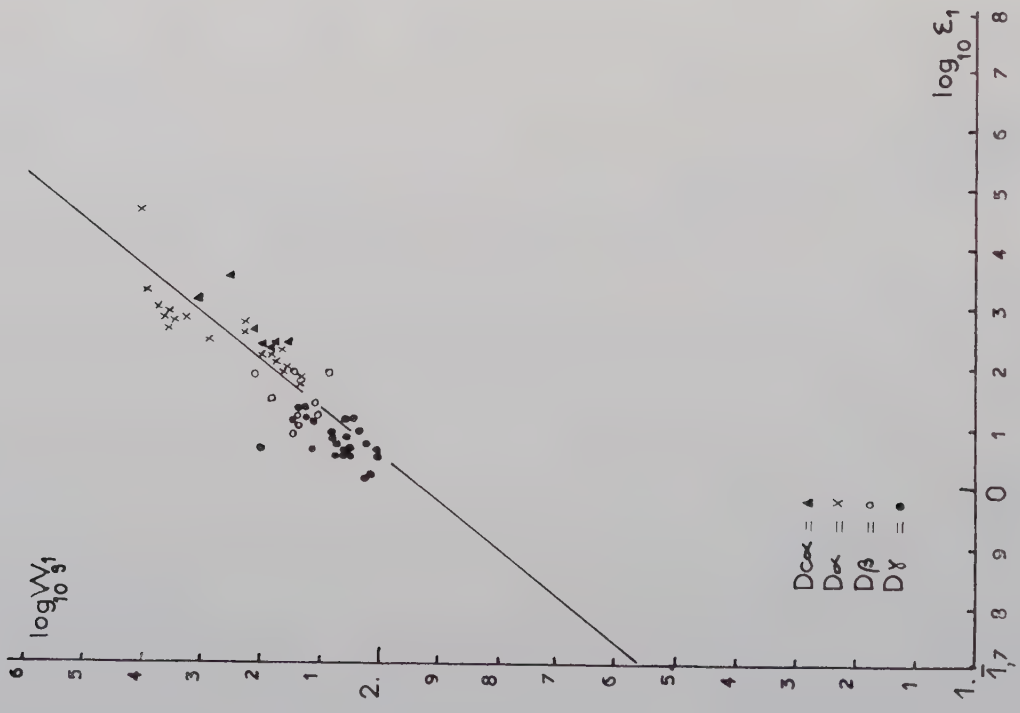


Fig. 29

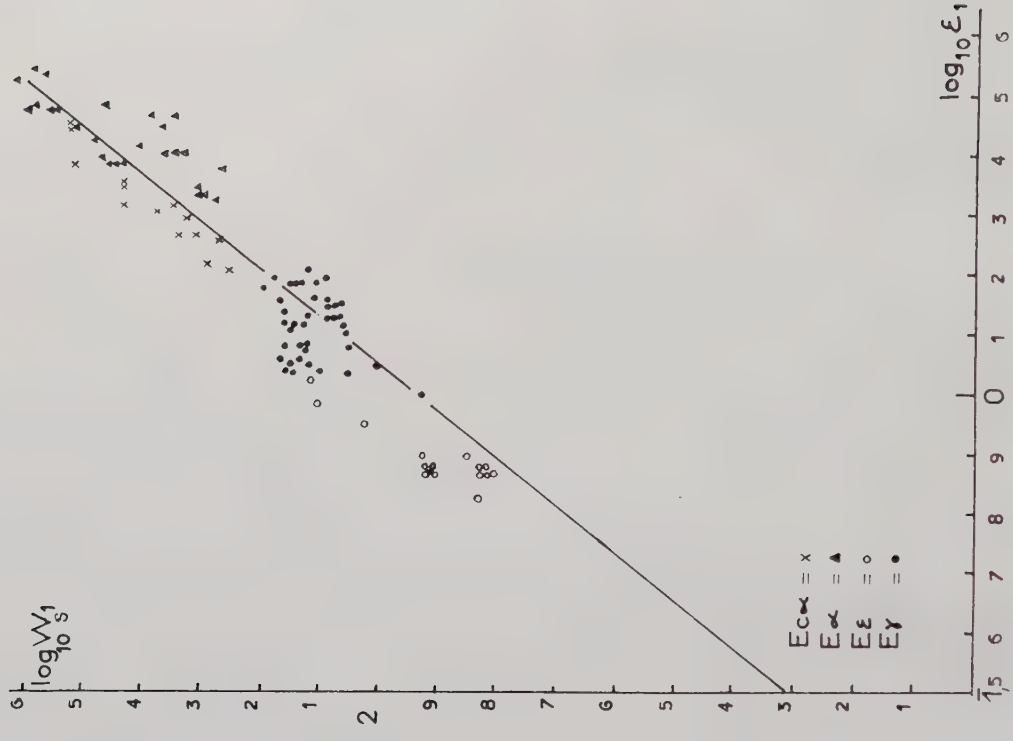


Fig. 30

Fig. 29 et 30. — Comparaison du travail de déformation dans l'essai de traction et les essais de coupe

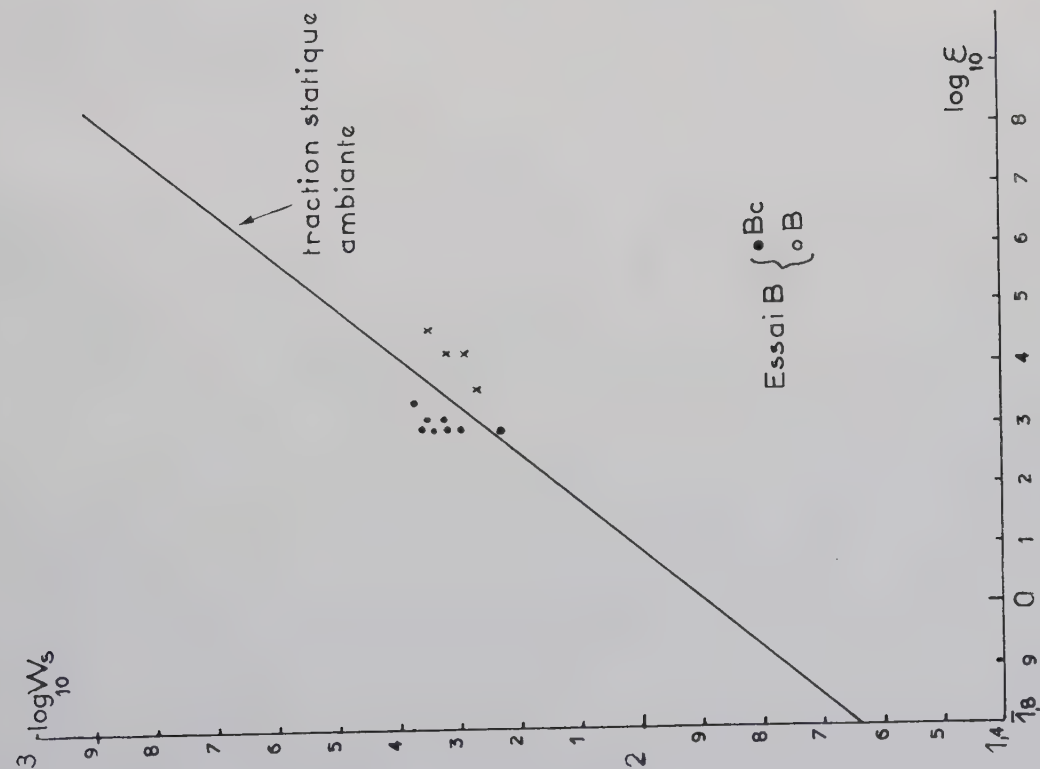


Fig. 31. — Cas d'un chrome-molybdène recuit (repère B)

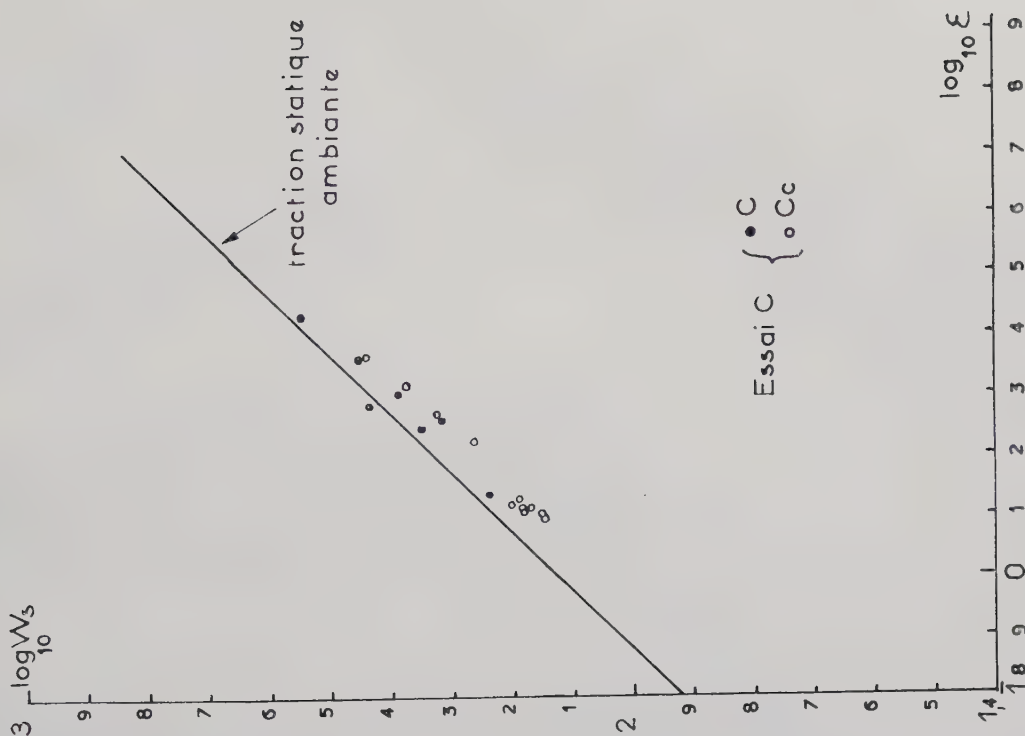


Fig. 32. — Cas d'un chrome-molybdène traité (repère C)

Fig. 31 et 32. — Comparaison du travail de déformation dans la coupe et dans l'essai de traction

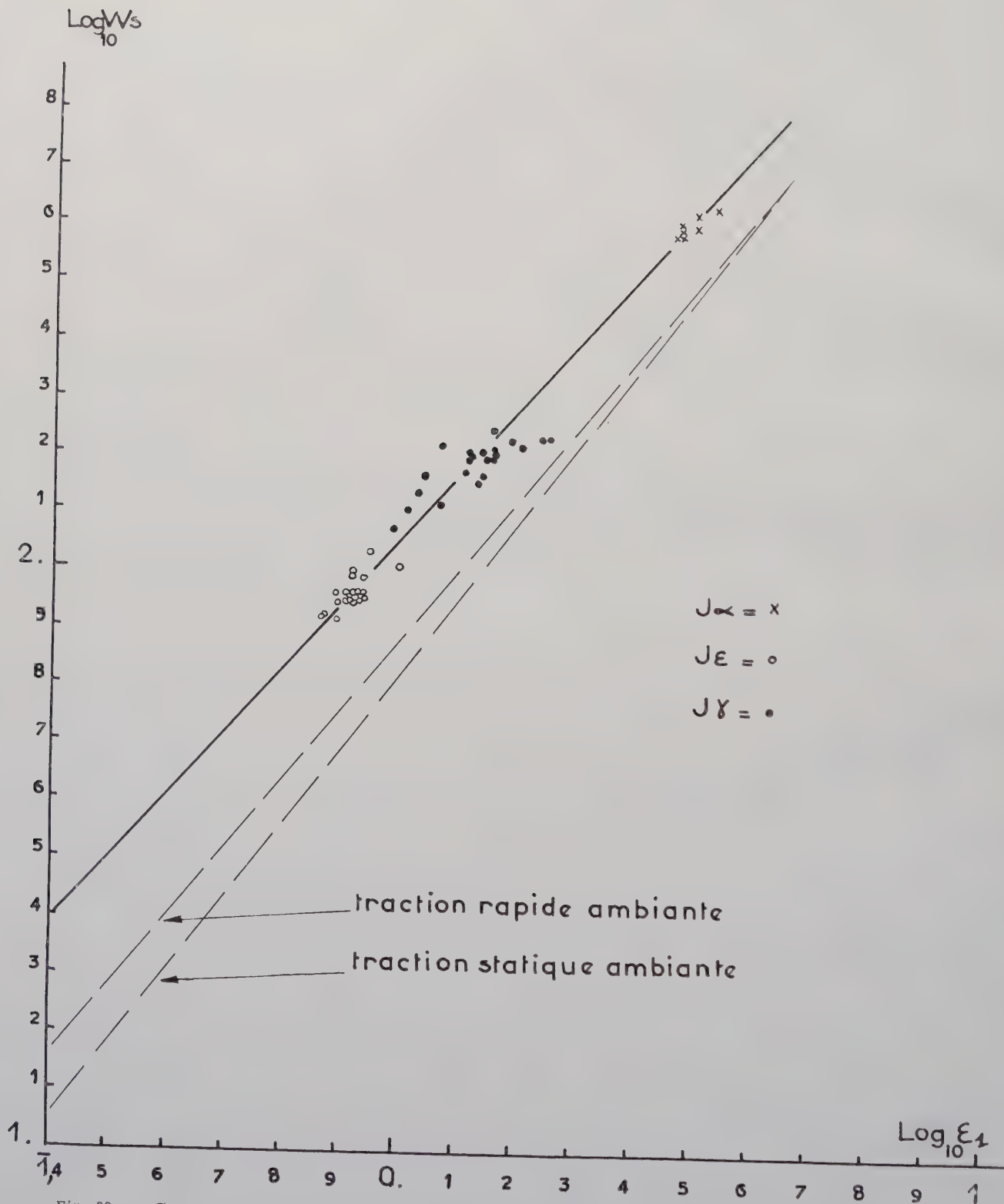


Fig. 33. — Comparaison du travail de déformation dans l'essai de traction et les essais de coupe, dans le cas d'un acier à moyen carbone normalisé (repère J)

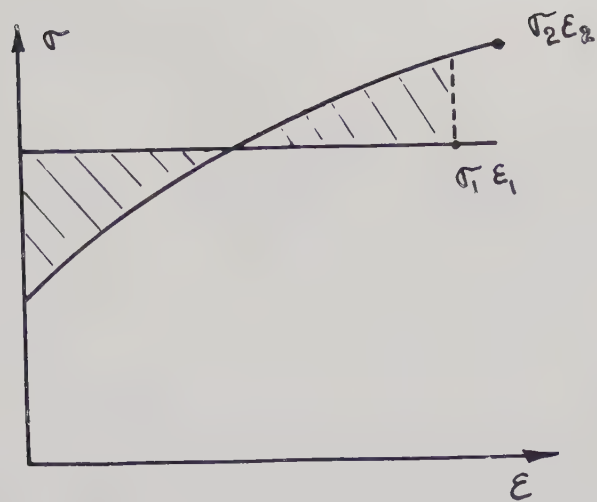


Fig. 34

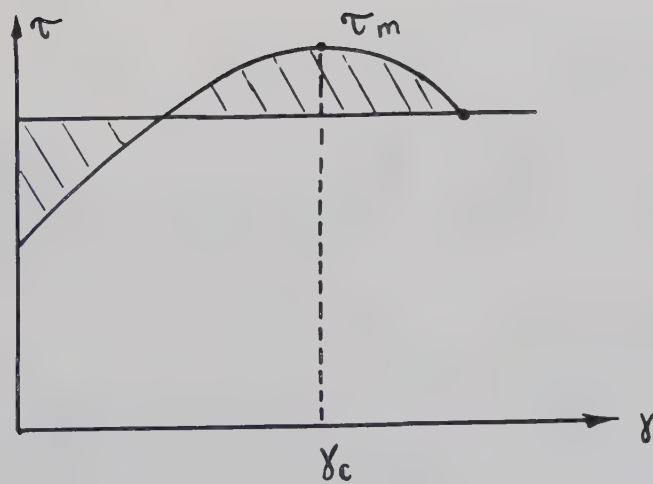


Fig. 35. — Courbe de consolidation dans la coupe
(cas de faibles pentes d'affûtage)

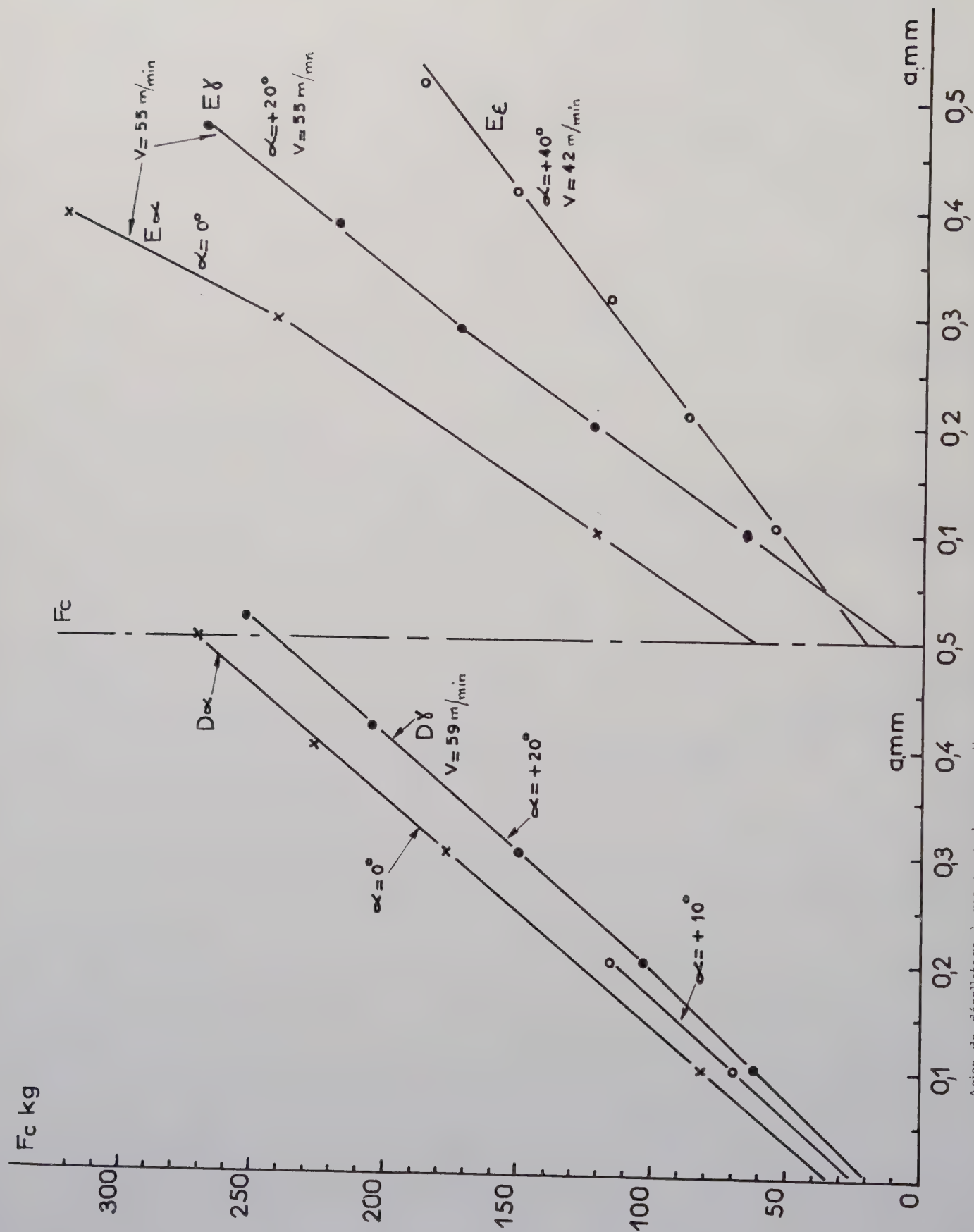


Fig. 36. — Variation de l'effort tangentiel de coupe F_c en fonction de l'avance a

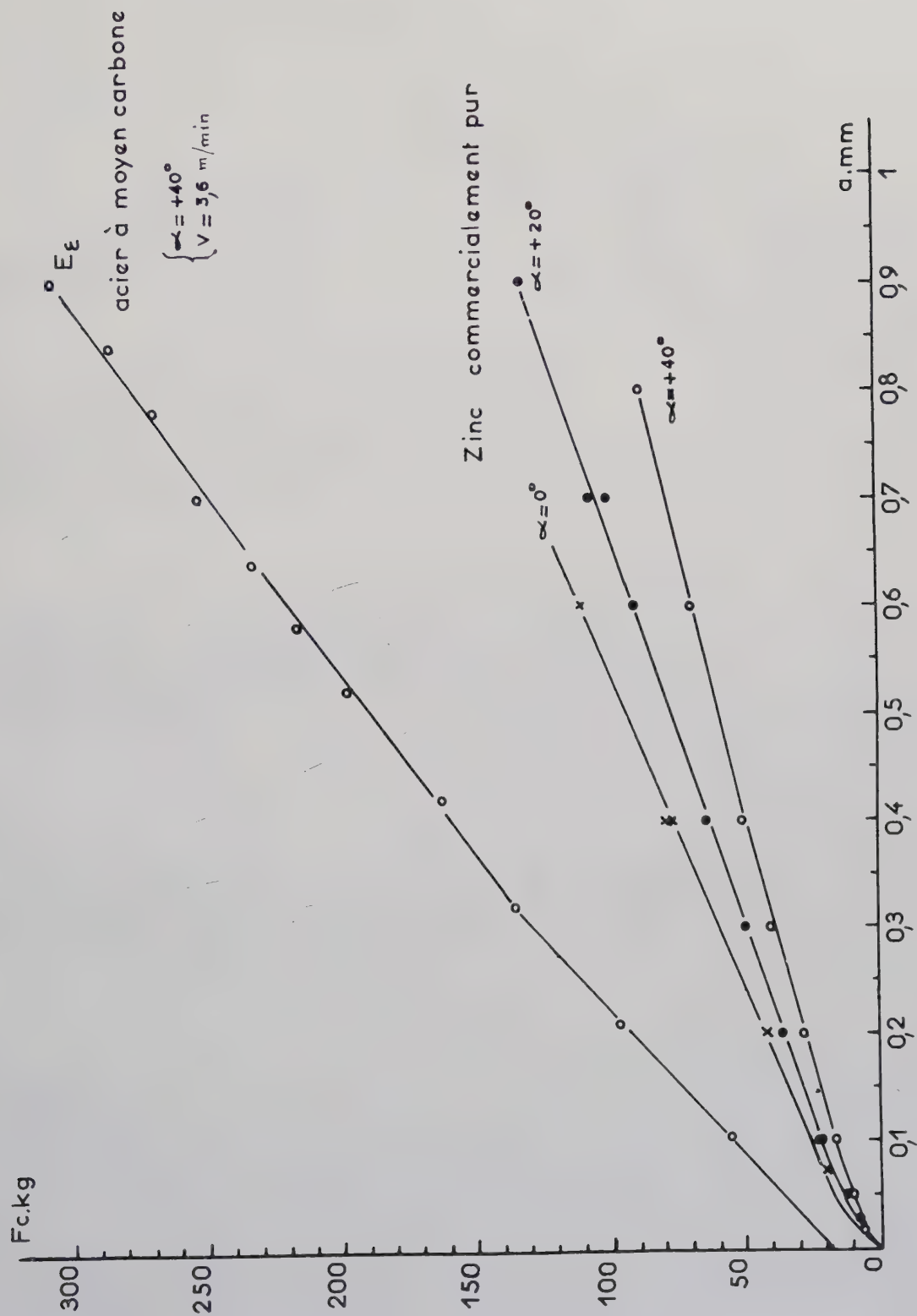


Fig. 37 a. — Variation de l'effort tangentiel F_c en fonction de l'avance a

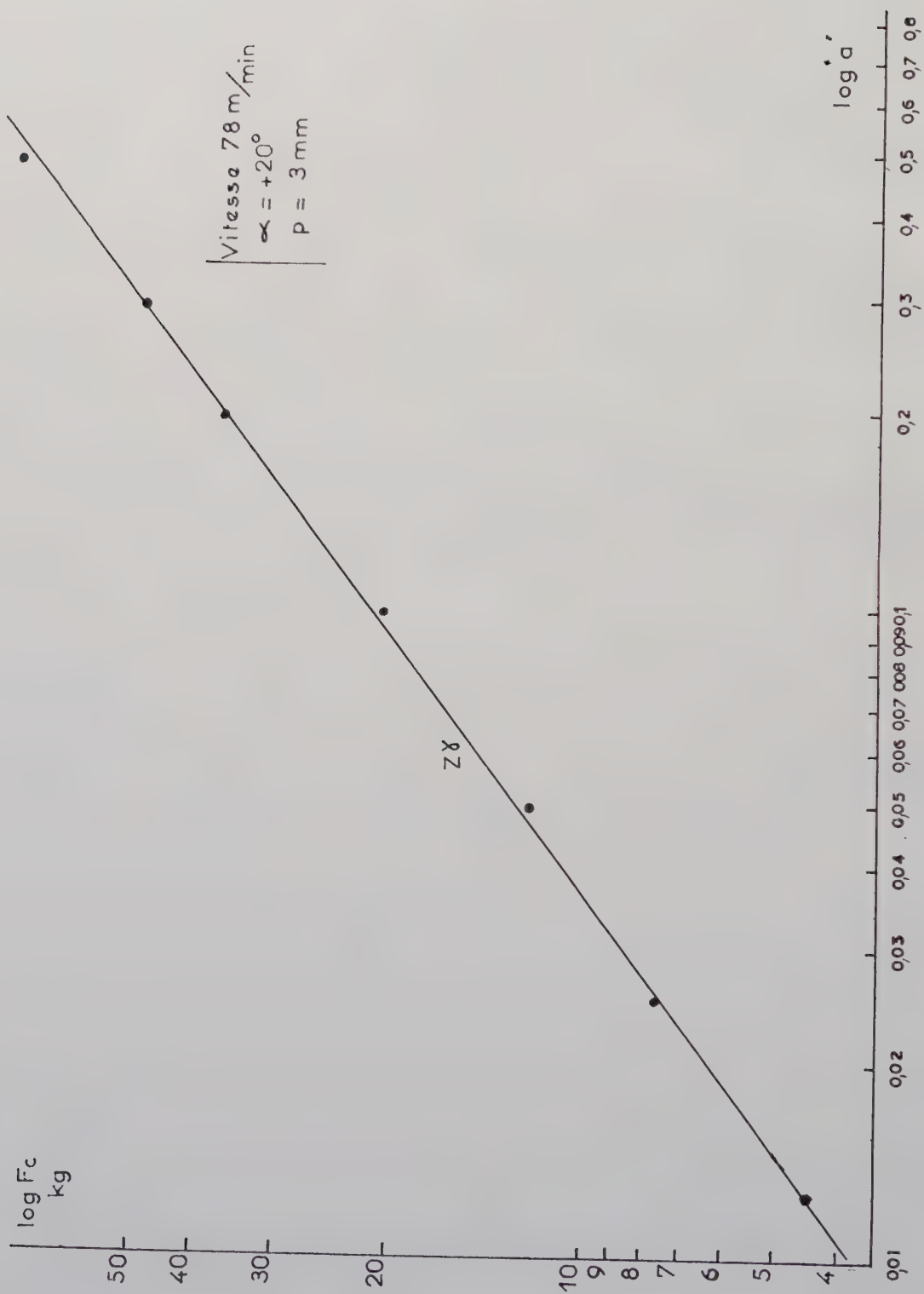


Fig. 37 b. — Effort tangentiel F_c en fonction de l'avance a dans le cas du zinc commercialement pur

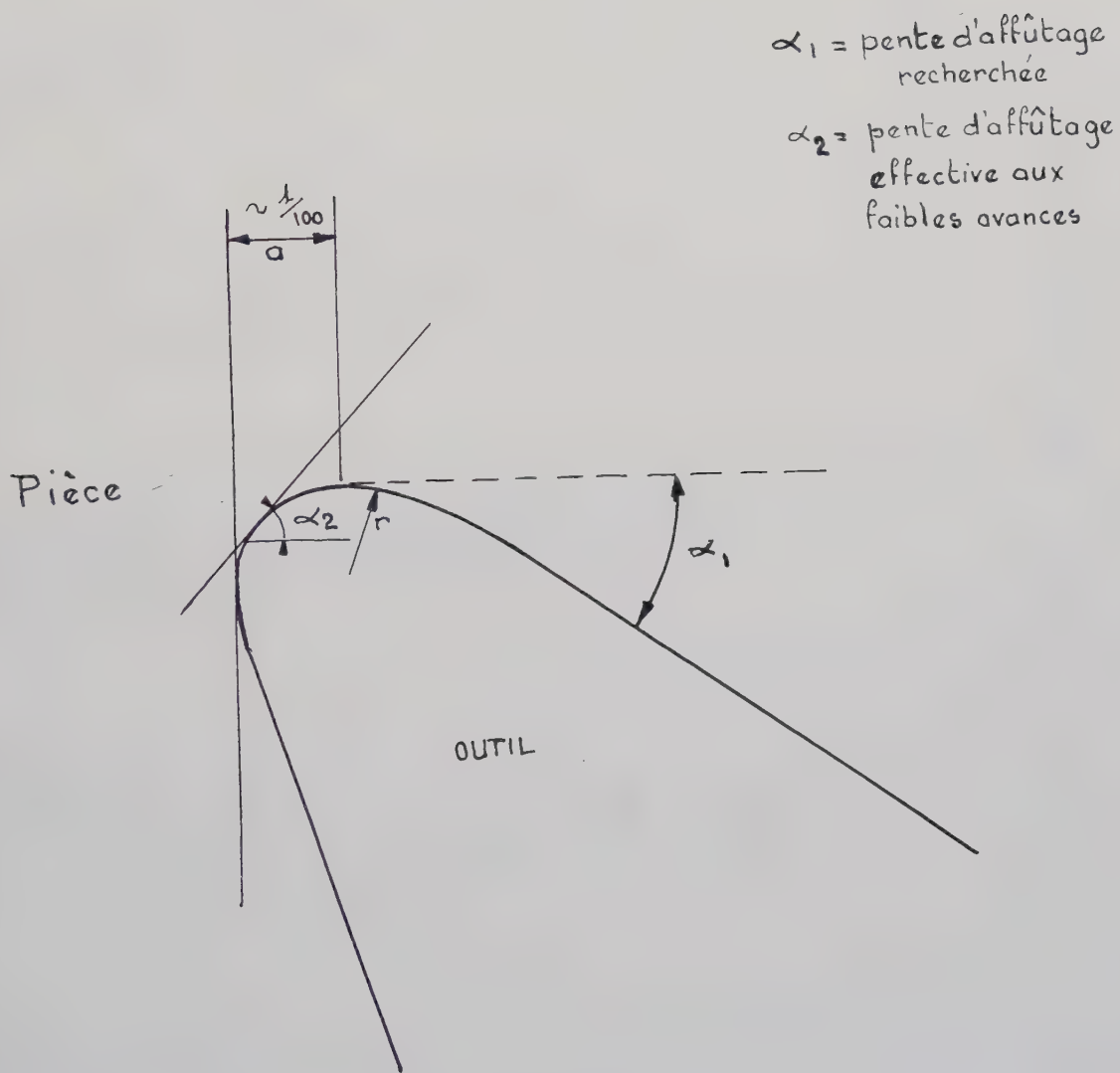


Fig. 38

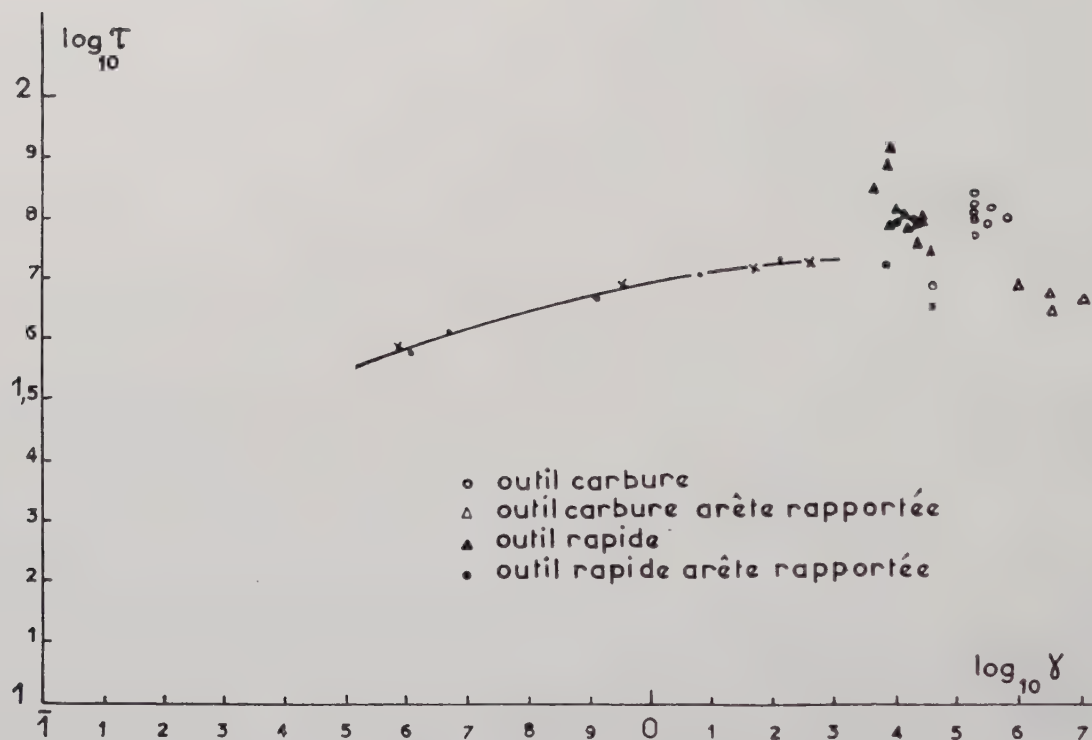


Fig. 39. — Comparaison d'essais de torsion dynamique avec les essais de coupe d'un acier au chrome-molybdène recuit (repère B)

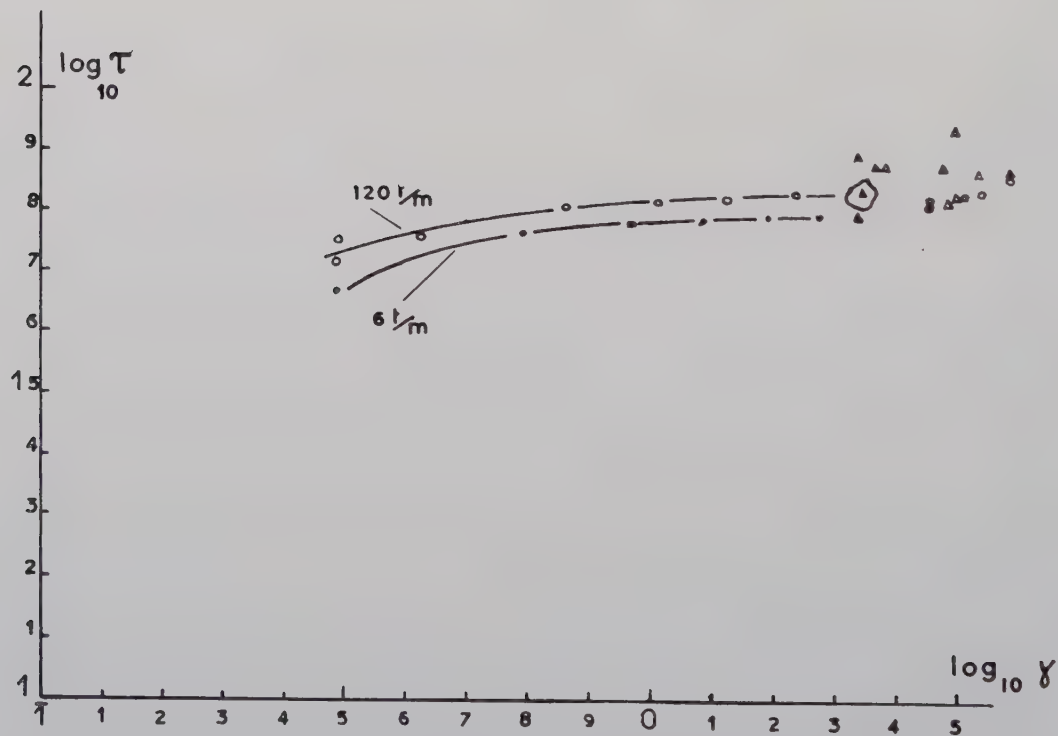


Fig. 40. — Comparaison d'essais de torsion dynamique avec les essais de coupe d'un acier au chrome-molybdène traité (repère C)

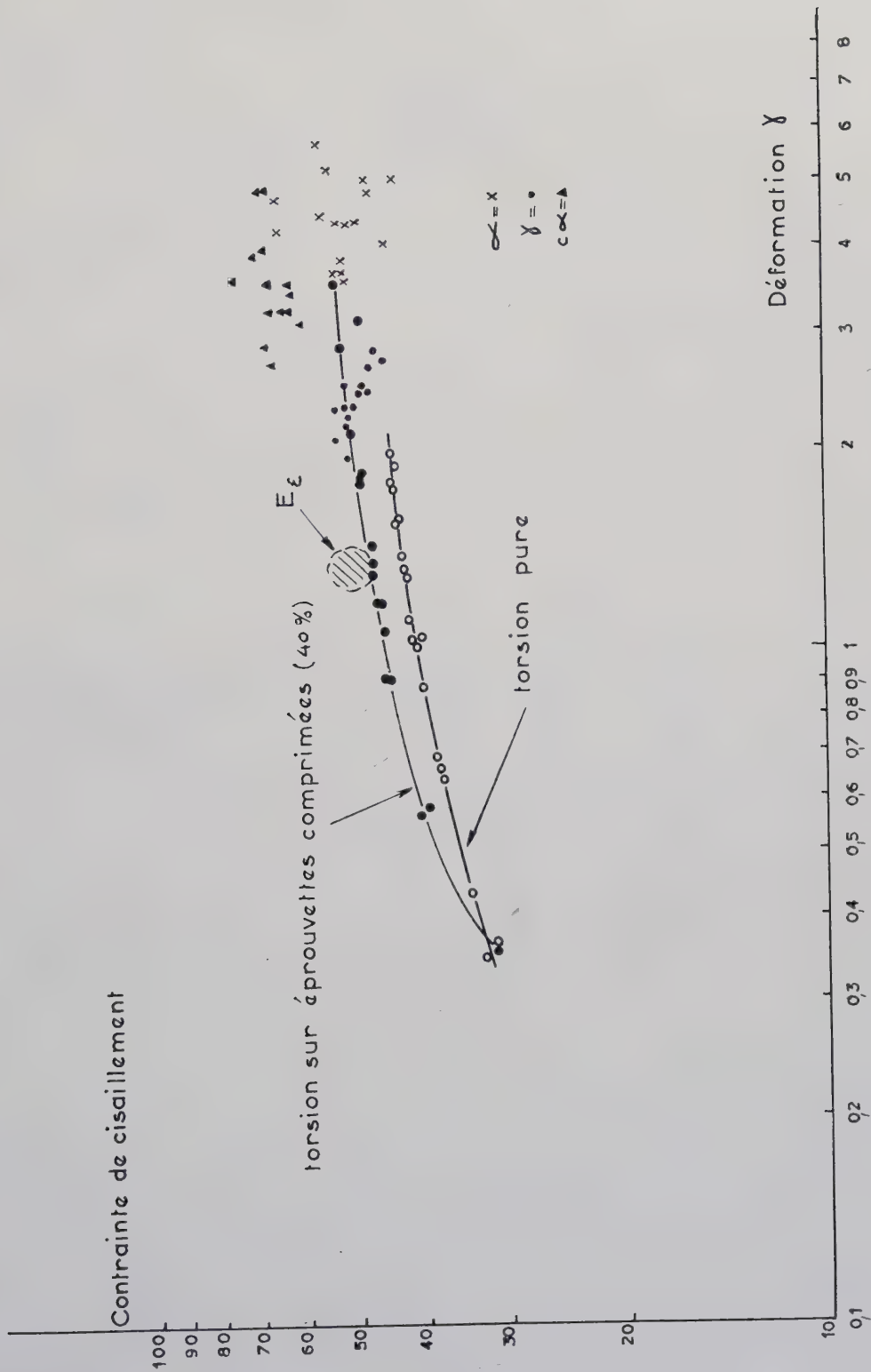


Fig. 41. — Comparaison de l'essai de torsion dynamique avec les essais de coupe des métaux dans le cas d'un acier à moyen carbone recuit (repère E)

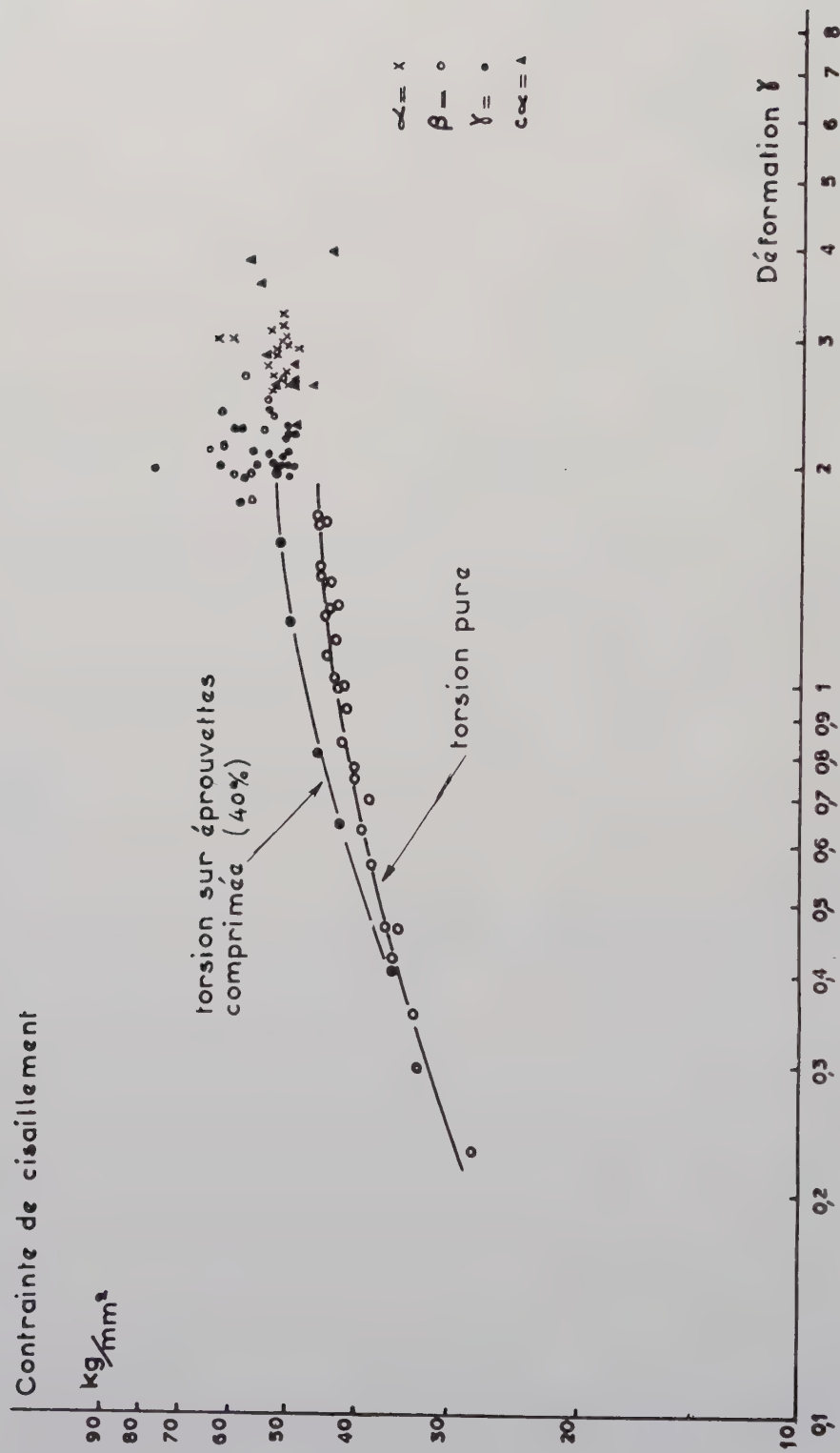


Fig. 42. — Comparaison de l'essai de torsion dynamique avec les essais de coupe des métaux dans le cas d'un acier de décolletage à moyen carbone, recuit (repère D)



Fig. 43. — Comparaison de l'essai de torsion dynamique avec les essais de coupe d'un acier de décolletage à moyen carbone normalisé (repère I)

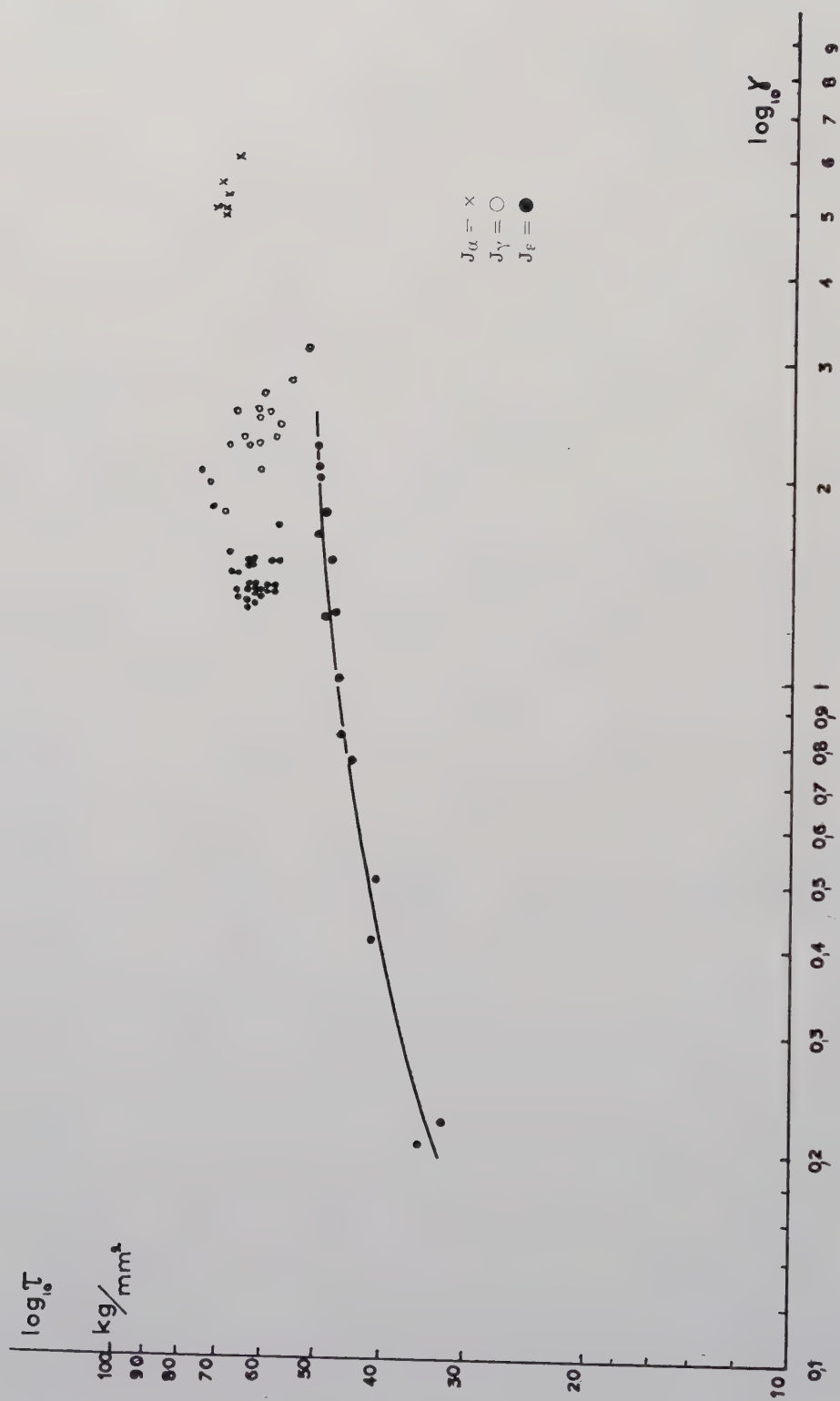


Fig. 44. — Comparaison de l'essai de torsion dynamique avec les essais de coupe d'un acier à moyen carbone normalisé (repère J)

CHAPITRE IV

ÉTUDE DE LA DÉFORMATION DE FROTTEMENT RÉSULTATS ET DISCUSSION

Ce chapitre est divisé en trois parties.

La première sera consacrée à l'étude de trois états structuraux d'un acier au chrome molybdène qui est particulièrement significatif des différents phénomènes de frottement et en particulier de celui de l'arête rapportée.

La théorie que nous en proposons fera l'objet de vérifications sur d'autres alliages au cours de la seconde partie. On étudiera en particulier un alliage léger, une austénite 18/10 à bas carbone et un acier calmé à l'aluminium.

Nous appliquerons enfin les résultats obtenus à l'étude de l'influence de la teneur en soufre d'un acier sur les modalités de la déformation de frottement de copeaux sur un outil à coupe rapide du type 18-4-1, et par voie de conséquence à l'usinabilité de cet acier.

PREMIÈRE PARTIE

ÉTUDE DES DIFFÉRENTS TYPES DE DÉFORMATION DE FROTTEMENT SUR UN EXEMPLE

Au cours du chapitre précédent, nous avons toujours raisonné comme si le frottement du copeau sur l'outil pouvait être représenté par un coefficient de frottement que nous avons considéré comme une donnée du problème. Nous voulons, maintenant, examiner plus précisément ce qui se passe au contact copeau-outil, sans nous limiter au copeau continu du type III, mais en étudiant les trois cas possibles.

Ceci nous amène à considérer l'état de tension que crée la transmission de l'effort de coupe dans le copeau, et en particulier, au contact de l'outil. Que la répartition des tensions sur la face de l'outil suive une loi exponentielle [1] ou soit homogène [2] importe peu, dans le cadre de nos préoccupations.

D'après les résultats exposés au chapitre précédent, nous pouvons admettre que la déformation plastique principale élève la limite élastique du matériau jusqu'à la valeur k de la contrainte de cisaillement maximum. Si l'intensité de la contrainte de cisaillement dans le volume ABC (*fig. 1*, chapitre I) ne dépasse pas la valeur k , les déformations qu'il subira seront élastiques (c'est le point de départ de la théorie de Lee et Shaffer, déjà citée. Nous voyons que, pour l'établir, il n'est pas nécessaire de supposer que le métal ne se consolide pas).

En réalité, l'état élastique du volume ABC est toujours perturbé par l'élévation relative de température dans la zone de frottement.

Il en résulte que :

1) la limite élastique est abaissée. On observe toujours, en effet, sur des micrographies longitudinales de copeaux, un écoulement plastique (*) dans une zone avoisinant la surface frottée par l'outil et dont le volume dépend du gradient de température. Cet écoulement plastique donne d'ailleurs lieu à des orientations privilégiées que nous décrirons brièvement plus loin.

2) la contrainte de rupture par cisaillement est modifiée et, dans certains cas, peut devenir inférieure à la contrainte transmise. Nous verrons que ce cas, particulièrement important, correspond au phénomène de l'arête rapportée.

Nous chercherons à préciser comment les valeurs des températures qui conditionnent les caractéristiques mécaniques de la zone de frottement peuvent déterminer la morphologie et la déformation du copeau ainsi d'ailleurs que les efforts supportés par l'outil.

Nous prendrons tout d'abord l'exemple des états repérés ABC, qui sont caractéristiques à cet égard, et nous vérifierons ensuite, sur d'autres alliages, les résultats obtenus.

Conditions des essais	{	$p = 3 \text{ mm}$
		$a = 0,2$
		$\alpha = 0^\circ$
		outil en acier rapide du type 18-4-1.

Qualifications des trois types de copeaux.

On a représenté *figure 1* la variation de l'effort de coupe F_c en fonction de la vitesse de coupe et, sur la *figure 2*, celle de la déformation du copeau pour les trois cas A, B, C.

Ces diagrammes caractérisent nettement les trois types de copeaux ;

Copeau I discontinu aux très faibles vitesses

Copeau II continu à arête rapportée

Copeau III continu.

Il est logique que l'apparition de l'arête rapportée se traduise par une discontinuité dans la loi des efforts ou des déformations du copeau en fonction de la vitesse de coupe, plus ou moins marquée, d'ailleurs, suivant la structure micrographique du métal de la pièce. En effet, l'arête rapportée se manifeste micrographiquement comme une accumulation en couches successives du métal de la pièce qui, dans la position d'équilibre (*fig. 3*) joue le rôle d'un véritable outil rapporté au premier mais dont la pente d'affûtage serait supérieure. Or, on sait que l'effort de coupe et la déformation du copeau varient en raison inverse de la pente d'affûtage. Par conséquent, les discontinuités des *figures 1* et *2* peuvent s'expliquer aisément par la variation brusque de la pente d'affûtage réelle lors de la formation et de la disparition de l'arête. Elles permettent de plus de préciser les vitesses V' et V'' limitant le domaine II et les températures de frottement correspondantes Θ'_2 et Θ''_2 .

La *figure 4* indique la variation de la température de frottement Θ_2 en fonction de la vitesse de coupe. On notera que la formation de l'arête ne se traduit par aucune anomalie sensible alors que la disparition de l'arête et le passage au type III se manifestent par une augmentation importante de Θ_2 .

Formation d'un copeau discontinu.

Notons tout d'abord que ce type de copeau n'existe pas dans tous les cas. En particulier, nous n'avons pas pu en observer dans le cas de l'acier repéré C, aux plus basses vitesses qu'il a été possible d'étudier.

D'autre part, sur une coupe micrographique longitudinale d'un copeau discontinu (acier repéré A), on peut remarquer un réseau à peu près orthogonal de lignes d'écoulement. La première famille correspond au cisaillement principal et la seconde à la déformation de frottement due à l'élévation relative de température $\Theta_2 - \Theta_1$. La déformation principale et la microdureté (*fig. 5*) augmentent parallèlement jusqu'à la partie

(*) Ici, c'est le deuxième système de glissement, orthogonal au premier, qui entre en jeu.

rompue. Le fait que cette rupture se produit dans la zone de déformation principale, à la température moyenne Θ_1 , alors que la zone de frottement s'est déformée beaucoup sans rupture, suggère que ce type de copeau doit se former dans un domaine de température où la ductilité est une fonction croissante de la température.

Nous pouvons caractériser cette dernière propriété du métal par la striction $S\%$ d'éprouvettes de traction, déformées à la vitesse moyenne de 1 s^{-1} , que nous avons portée en fonction de la température.

On vérifie bien sur les figures 6 et 7 correspondant aux cas A et B, que dans les domaines de températures où l'on observe le type discontinu $S\%(\Theta_2)$ est une fonction croissante, et au contraire sur la figure 8, correspondant au cas C, où l'on observe pas de type discontinu, que $S\%(\Theta_2)$ suit une loi décroissante.

**

Formation de l'arête rapportée.

L'aspect des lignes de déformation de la zone de frottement d'un copeau discontinu (fig. 5) préfigure morphologiquement l'arête rapportée, comme le montre la comparaison avec la micrographie d'une arête (fig. 3), qui met bien en évidence deux zones distinctes (1) et (2) dont l'aspect micrographique et la microdureté sont très différents. La zone (1) présente une grande analogie de configuration et de microdureté (340 unités Knoop dans le cas présenté) avec la déformation secondaire du copeau discontinu formé à la vitesse immédiatement inférieure. La zone (2) est beaucoup plus dure (490 unités Knoop) et illustre bien le mode de déformation de l'arête par couches successives jusqu'à la forme d'équilibre.

Ceci permet de penser que le mécanisme de transition entre copeau I et copeau II est le suivant : quand la contrainte de rupture par cisaillement dans un plan tel que TT' (fig. 5) devient à la température locale inférieure à la contrainte transmise, on aura rupture suivant ce plan et amorce d'une arête autonome. L'apparition de celle-ci est donc liée à une diminution de la ductilité à température croissante, c'est-à-dire au fait que $S\%(\Theta_2)$ est une fonction décroissante. Ce que l'on vérifie bien en reportant les valeurs Θ'_2 (tableau I) de la température pour laquelle se forme l'arête rapportée à partir d'un copeau discontinu sur les courbes $S(\Theta_2)$ (*).

Dans les cas A et B où $S(\Theta_2)$ présente un maximum, Θ'_2 se situe immédiatement après ce maximum.

Dans le cas C où $S(\Theta_2)$ est décroissante depuis l'ambiante, l'arête rapportée se forme pour la plus basse température de coupe.

**

Stabilité à température croissante de l'arête rapportée.

Nous avons fait des micrographies longitudinales de l'ensemble arête-copeau, obtenu en dégageant rapidement l'outil, c'est-à-dire en faisant varier rapidement l'avance de a à O . Si l'opération est bien conduite, il en résulte une zone perturbée minimum que nous avons indiquée sur la figure 9. La section du copeau, en particulier, qui dépend directement de l'avance, reste pratiquement inchangée.

Sur ces micrographies, on peut remarquer :

1) Il n'y a pas de discontinuité entre le copeau et l'arête. Il n'y a donc pas glissement de frottement, comme avec un outil ordinaire, mais le copeau se sépare de l'arête par un véritable cisaillement sous l'action de l'effort de coupe. Pour que l'arête soit géométriquement stable, il faut que les conditions de cette rupture par cisaillement restent constantes. Il faut donc qu'à une augmentation de la température corres-

ponde une diminution de la ductilité, ce qui peut s'exprimer par $\frac{dS\%}{d\Theta_2} \leq 0$.

2) Des écoulements de copeau, en amont de l'arête, ont tendance à la décapiter. Ceci fait intervenir la direction de l'effort sur l'arête, qui est caractérisée par l'angle β' . Il est aisé d'admettre que plus β' sera grand, plus le copeau aura tendance à abraser des portions plus importantes de l'arête, donnant lieu à un copeau plus rugueux (comme celui représenté figure 10). Ces portions d'arête arrachées par le copeau sont beaucoup plus dures que le reste du copeau lui-même (fig. 10) et provoquent ainsi un dégagement de chaleur au contact copeau-arête important qui va précipiter l'instabilité de cette dernière si $\frac{d\beta'}{d\Theta_2}$ est

positif. Nous prendrons donc comme second critère de stabilité : $\frac{d\beta'}{d\Theta_2} < 0$.

**

(*) Les tableaux I à IV sont groupés en fin de chapitre, avant les figures.

Dureté de l'arête rapportée.

Nous donnons, *figure 11*, un exemple de la répartition de la dureté dans une arête rapportée, formée au cours de l'usinage de l'acier repéré A.

On notera la dureté élevée de la partie de l'arête qui travaille en outil de coupe. Les variations de dureté de cette zone en fonction de la vitesse de coupe sont indiquées *figure 12* pour les trois cas envisagés ici.

On pourrait penser que ces duretés très élevées de l'arête rapportée peuvent s'expliquer dans le cas d'aciers au carbone par la formation plus ou moins abondante de martensite, formée par le mécanisme suivant : le métal serait porté par la déformation, et localement à une température supérieure au point de transformation puis trempé assez énergiquement par refroidissement au contact de la masse métallique environnante et de l'outil. On a signalé dans la littérature, en effet, que dans le cas de déformation à grande vitesse d'un acier au carbone il se forme des lignes apparaissant blanches à l'attaque et dont la dureté et l'analyse radiocristallographique ont montré qu'elles étaient à peu près entièrement martensitiques. L'arête rapportée serait alors formée de martensite plus ou moins dispersée dans une phase ferritique très déformée.

Cependant, outre le fait que nous n'ayons pu mettre ce phénomène en évidence micrographiquement, les différences de dureté observées entre les cas A B et C (*fig. 12*) s'expliqueraient mal ainsi. Dans les cas extrêmes C et B, on passe en effet d'une dureté moyenne de 650 unités Knoop (C) à une dureté moyenne de 430 unités Knoop (B), et on ne voit pas pourquoi, dans le cas B, le pourcentage de martensite formée serait plus bas que dans le cas C.

Comme, d'autre part, les pourcentages d'augmentation moyenne de dureté dans chaque cas sont proportionnels au coefficient d'écrouissage (tableau I) on peut penser qu'une large part de cette élévation de dureté peut être attribuée à l'écrouissage intense qui provoque la formation de l'arête rapportée. Il faut noter à ce propos que, d'une manière générale, la zone de frottement du copeau subit une déformation beaucoup plus poussée que le reste du copeau. En particulier la structure orientée est beaucoup plus nette. La dureté de cette zone, au contraire, n'est pas plus particulièrement élevée que celle du copeau. Ceci peut être attribué à l'adoucissement provoqué par l'élévation de température provoquée par la déformation.

Remarques.

a) La dureté de l'arête rapportée doit être envisagée comme un caractère de sa stabilité. Nous avons admis qu'une dureté relative croissante allait dans le sens d'une stabilité accrue à l'abrasion.

b) Certains auteurs (Trigger, Eugène), admettent que l'adhérence de l'arête à l'outil est un phénomène de soudure sous pression, conduisant à une cohésion remarquable. De ce fait, l'adhérence à l'outil serait un facteur important de la stabilité de l'arête. Nous ne l'avons pas envisagée pour les deux raisons suivantes :

— Il est difficile de préciser de façon quantitative cette notion d'adhérence par un essai direct.

— Dans tous les essais avec pente d'affûtage de l'outil faible, nous avons observé que l'arête se détachait de l'outil en lui appliquant un effort minime mais de direction judicieuse.

**

Nous examinerons maintenant les trois cas étudiés en fonction de ces critères, et nous montrerons les répercussions expérimentales du produit de leur action.

La température Θ_m dont il sera question et dont les valeurs numériques sont indiquées tableau I est celle qui correspond au minimum de S % (Θ_2).

A — Cas où $\Theta'_2 < \Theta_2 < \Theta_m$, soit $\frac{dS\%}{d\Theta_2} \leq 0$.

1) Cas A et B.

Dans la gamme des températures considérée, $\frac{d\beta'}{d\Theta_2}$ est positif (*fig. 13, 14*), ce qui est un caractère d'instabilité. Il y aura donc une opposition des tendances entre les deux critères et l'extrémité de l'arête rapportée sera fragmentée et reformée périodiquement.

Ceci se traduit expérimentalement, de façon logique, par des efforts oscillants, un copeau rugueux et un mauvais état de surface de la pièce.

2) Cas C.

La légère bosse dans la courbe $S \% (\Theta_2)$ (fig. 8) présente un maximum vers 250° , correspondant à une vitesse de coupe de 9 m/mn, où l'on observe également une légère remontée de l'effort de coupe, phénomènes qui contribuent tous deux à l'instabilité de l'arête ; celle-ci est accentuée jusqu'à 230°C par le signe

positif de $\frac{d\beta'}{d\Theta_2}$ (fig. 15).

Aux températures supérieures, β' est une fonction décroissante de la température. Les deux critères sont alors de même sens, l'arête est stable, les copeaux lisses, l'état de surface de la pièce satisfaisant.

B — Cas où $\Theta_m < \Theta_2 < \Theta''_2$, soit $\frac{dS \%}{d\Theta_2} \geq 0$ dans les trois cas, $\frac{d\beta'}{d\Theta_2}$ est > 0 .

Sous l'action conjuguée de ces deux facteurs, l'instabilité augmente rapidement. Le passage au type III de copeau qui s'ensuit en usinant à la vitesse V'' peut, à notre avis, se schématiser de la façon suivante :

Au début de l'essai, une arête se forme au cours de la montée en température. Quand la température de contact arête-copeau devient supérieure à Θ_m sous l'action de l'effort de coupe, la rupture de cisaillement se produira dans une zone H_n , H'_n où, du fait du gradient de température, la température est nettement inférieure à Θ_m . Le volume de l'arête situé au-dessus de H_n , H'_n sera déformé plastiquement et chassé par le copeau. Comme $S (\Theta_2)$ est une fonction croissante de la température, le dégagement de chaleur qui s'ensuit précipitera le phénomène de proche en proche jusqu'à disparition complète de l'arête rapportée sur l'outil.

Remarque : Dans le cas repéré B, la croissance légère mais continue de la microdureté de l'arête doit jouer un rôle modérateur de l'instabilité due à $\frac{d\beta'}{d\Theta_2} \geq 0$ et $\frac{dS \%}{d\Theta_2} > 0$ et expliquer ainsi le prolongement du domaine de vitesses où se produit l'arête rapportée ($V'' = 44$ m/mn).

♦♦

Caractères remarquables de la transition entre le copeau de type II et le copeau de type III.

Les copeaux obtenus immédiatement après disparition complète de l'arête à la vitesse de coupe V'' ne sont pas strictement du type III, car leur section n'est pas constante.

De plus, dans le cas repéré B, à la variation régulière de section correspond une variation régulière des couleurs d'interférences, de période égale à quelques mm. Les parties correspondant à la température maximum, présentent sur la face de frottement sur l'outil, des excroissances de même période.

Une micrographie longitudinale d'un tel copeau (fig. 16 a) montre que ces excroissances proviennent d'un mode de déformation de frottement très proche de celui de l'arête rapportée mais dont les effets seraient inverses. Le mouvement des lignes de déformation suggère que le métal, au contact de l'outil, forme un bourrelet b qu'une coupe micrographique du plan de frottement montre être semi-circulaire (fig. 16 b). Le métal du copeau s'est écrasé contre le bourrelet ce qui suggère que le copeau se déplace d'un mouvement discontinu dont chaque période pourrait se décomposer comme suit :

Le frottement du copeau sur l'outil augmente, pour une raison non précisée, le métal de la zone de frottement s'arc-boute littéralement, pour former le bourrelet b qui fixe à l'outil l'ensemble de l'excroissance (a). Celle-ci agit alors comme un véritable outil rapporté au premier mais de pente d'affûtage inférieure (dans le cas présenté figure 16, elle serait négative), ainsi qu'en témoigne le gonflement de copeau qui s'ensuit ; la dureté de (a) est d'ailleurs beaucoup plus grande que celle du copeau lui-même. Par ailleurs, à conditions égales, la diminution de la pente d'affûtage augmente γ (d'où le gonflement du copeau) et W_s donc Θ_1 (d'après une formule établie chapitre II), et nous avons vu en effet que la partie du copeau située au-dessus de l'excroissance « a » présentait la couleur d'interférence correspondant à la température maximum (bleu-gris). Par ailleurs, l'effort de coupe et, en particulier, l'effort d'avance augmente aussi jusqu'à ce qu'il devienne supérieur à l'effort de frottement du bourrelet sur l'outil. L'ensemble cède alors et le copeau reprend son déroulement normal, F_c , F_T , W_s diminuent. Cette phase est marquée par des écoulements

du métal dans la zone de frottement suivant OY, qui se présentent comme des petites bavures latérales du copeau : les grains sont peu déformés, bien que la microdureté moyenne soit seulement légèrement inférieure à celle du métal adjacent. Ces bavures se rattachent au copeau par des mouvements à aliure tourbillonnaires analogues à ceux que A. Portevin et P. Bastien ont déjà signalés [3].

Dans le cas repéré A, qui ne diffère de B que par le traitement thermique, les copeaux de transition sont complètement différents. La *figure 17* représente une coupe micrographique longitudinale du copeau final obtenu après disparition totale de l'arête rapportée à la vitesse de coupe V'' . On voit que la déformation principale du copeau varie périodiquement de façon d'ailleurs liée à la morphologie de la zone de frottement. On peut admettre que ce type de copeau est une juxtaposition de copeaux discontinus où la déformation serait moins importante et n'irait pas jusqu'à la rupture, et on conçoit aisément comment, par augmentation de la vitesse de coupe, on pourrait passer de façon continue du type discontinu (*fig. 5*), au type alterné (*fig. 17*) si cette continuité n'était pas perturbée par l'arête rapportée.

Lorsqu'on augmente la vitesse de coupe, ces phénomènes transitoires disparaissent et l'on obtient un copeau absolument continu où la zone de frottement est une couche laminaire régulière (*fig. 18*).

D'une manière générale, l'effet d'une augmentation de la vitesse de coupe est de diminuer l'importance du volume déformé par frottement. Ceci est en relation avec la diminution de la pénétration calorifique dans le copeau du choc thermique provoqué par le frottement et avec la localisation de la déformation généralement constatée quand la vitesse de déformation augmente.

Nous pensons que ces quelques exemples montrent assez la liaison étroite qui existe entre la morphologie de la zone de frottement et la déformation principale du copeau, tout au moins de façon qualitative.

Dans le chapitre III, nous avons montré, quantitativement, que la déformation principale (caractérisée par γ ou Φ) était liée à $\beta' = \beta - \alpha$ dans le cas d'un copeau continu. Des résultats exposés dans ce chapitre, il ressort qu'une relation de ce type existe vraisemblablement pour tous les types de copeaux ; mais il est évidemment beaucoup plus difficile de l'exprimer quantitativement.

Nous avons également montré que les deux facteurs qui gouvernent la morphologie du volume déformé par frottement sont :

- la température,
- la valeur de la contrainte transmise.

Certaines conséquences pratiques découlent, d'autre part, des résultats exposés ici :

Il est possible, par un traitement approprié, d'usiner avec ou sans arête rapportée, à une vitesse de coupe déterminée (dans les limites habituelles). On peut même choisir une vitesse où l'arête rapportée est favorable au triple point de vue de la puissance absorbée par la coupe, de l'usure de l'outil (diminuée quand on usine avec une arête rapportée), de l'état de surface de la pièce.

Remarque : Si l'on usine les mêmes aciers (A, B, C) dans les mêmes conditions, mais avec un outil à pastille de carbure rapportée, le déroulement des phénomènes est le même, mais les vitesses de transition sont différentes. C'est ainsi que dans le cas A, V'' devient égal à 30 m/mn (au lieu de 20 m/mn dans le cas de l'usinage avec un outil en acier rapide). Nous n'avons pas fait de mesure de la température de l'interface outil-copeau, à cause des difficultés de report de la source froide de la pastille de carbure, mais la comparaison des couleurs d'interférence des copeaux obtenus indique que l'augmentation de V'' est nécessaire pour avoir la même température de début de disparition de l'arête. En effet, la température de frottement est à une même vitesse inférieure dans le cas de l'usinage avec un outil carbure qu'avec un outil rapide, ce qui s'explique par la grande différence de conductibilité thermique de ces deux matériaux d'outils.

Sur cet acier, un autre phénomène intéressant se produit à vitesse plus grande (60 à 80 m/mn) qui se rattache à l'étude des propriétés de frottement et peut se décrire comme suit : au cours de l'essai, l'effort diminue brusquement ainsi que la section du copeau et l'on obtient un copeau très mince qui reste collé en fin de passe à l'outil (*fig. 19*). Le coefficient de frottement par contre augmente. Le fait anormal dans cette expérience est que la section du copeau et le coefficient de frottement varient en sens inverse (rappelons que $\Phi + \beta - \alpha = \text{constante}$ et que Φ est inversement proportionnel à la section du copeau). Cette anomalie se traduit par ailleurs par une brusque augmentation du travail de frottement et une diminution corrélative du travail de cisaillement (*fig. 20*). Nous attribuons l'origine de cette anomalie à un soudage sous pression du copeau et de la pastille de carbure. La courbe du travail total dépensé W_c ,

en fonction de la vitesse de coupe, paraît relativement peu influencée par cette anomalie, ce qui peut permettre d'en proposer l'explication suivante : Si W_c est uniquement fixé par la vitesse de coupe imposée, l'augmentation insolite de W_f due au soudage diminue d'autant l'énergie de cisaillement disponible $W_s = W_c - W_f$, et provoque ainsi une diminution de la déformation γ (car $W_s = k \cdot \gamma$, et k reste du même ordre de grandeur), donc de l'effort de coupe F_c .

*
**

Discussion des résultats.

Deux problèmes, d'ailleurs corollaires, se posent :

- 1) Quelle est l'origine de la dureté élevée de l'arête rapportée ?
- 2) A quel phénomène physique peut-on rattacher la fragilité du métal, responsable de la formation de l'arête rapportée et de sa stabilité ?

Nous voulons formuler ici deux hypothèses qui nous paraissent donner une réponse satisfaisante à ces deux questions, et dont les conséquences sont bien vérifiées expérimentalement. Elles ont trait à deux aspects complémentaires de la fragilité que nous avons jusqu'ici caractérisée globalement par la variation $S\%$ en fonction de la température.

I. — Il s'agit d'un phénomène de vieillissement.

Dans le cas d'un acier à teneur relativement faible en carbone (0,2 %), envisagé ici à titre d'exemple, on sait que, par un phénomène de diffusion, les atomes d'insertion de carbone et d'azote tendent à se concentrer sur le côté tendu des dislocations coins du cristal, de telle façon que l'énergie d'interaction soit minimum. Il faudra alors une contrainte plus élevée pour libérer les dislocations de leur nuage et les mettre en mouvement. L'effet maximum sera atteint lorsque toutes les dislocations seront bloquées par leurs nuages. A la température ambiante, le temps nécessaire pour diffuser et saturer toutes les dislocations est beaucoup plus grand que le temps total de la déformation, de l'ordre de quelques jours, et cet effet ne se manifeste pas pendant la déformation. Plus la vitesse de déformation sera grande, plus la vitesse de diffusion des atomes (donc la température nécessaire) devra être élevée pour que cet effet durcissant se manifeste pendant la déformation même.

Le coefficient de diffusion D est défini par : $Q = \frac{-D \partial c}{\partial x}$

Q = masse de la substance diffusante par /unité de surface perpendiculairement à la direction de diffusion

c = concentration de la substance diffusante/unité de volume

x = abscisse dans la direction de diffusion. /

Nabarro [4] a montré que le temps nécessaire pour obtenir l'équilibre par un processus de diffusion des atomes d'insertion vers les dislocations dans un réseau de dimension linéaire X est tel que : $t = \frac{X^2}{2D}$.

D'autre part D est fonction de la température : $D = D_0 \cdot e^{-\frac{\Delta H}{RT}}$

D_0 = coefficient de diffusion pour une température infinie

ΔH = énergie d'activation du phénomène

R = constante des gaz

T = température absolue.

Combinant (1) et (2), on a $\frac{1}{t} = 2 D_0 X^{-2} e^{-\frac{\Delta H}{RT}}$

$$\log_{10} t^{-1} = \log_{10} (2 D_0 X^{-2}) - \frac{\Delta H}{RT} \log e \quad \text{ou} \quad \log_{10} t^{-1} = C_1 - \frac{C_2}{T}$$

Pour le carbone dans le fer α $\Delta H = 20100 \text{ cal/mol}$ $D_0 = 0,02 \text{ cm}^2/\text{s}$

Pour l'azote dans le fer α $\Delta H = 18200 \text{ cal/mol}$ $D_0 = 0,003 \text{ cm}^2/\text{s}$

Comme nous sommes dans le cas d'un métal très écroui, nous pouvons admettre que : $X \simeq 2 \cdot 10^{-6}$ cm, ce qui donne

$$\left. \begin{aligned} \log_{10} t^{-1} &= 10 - \frac{4400}{T} \text{ pour le carbone} \\ \log_{10} t^{-1} &= 9,18 - \frac{4000}{T} \text{ pour l'azote.} \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Si l'on construit $\log_{10} t^{-1}$ en fonction de $\frac{1000}{T}$ on obtient (*fig. 2I*), pour le carbone et l'azote, des droites très voisines, de pentes négatives. Ce qui confirme bien qu'aux plus grandes vitesses de déformation, une plus grande mobilité des atomes d'insertion (donc une température plus élevée) est requise pour bloquer à nouveau les dislocations.

Nous possédons des données expérimentales sur la température à laquelle se forme l'arête rapportée à partir d'un copeau discontinu. Nous avons donc pu calculer le temps qui, à cette température, donne le vieillissement maximum.

Prenons l'exemple de l'acier repéré A, dont la température de transition Θ'_2 est de l'ordre de 250°C , soit 523°K et la vitesse de transition 7 m/mn. A cette température, le temps nécessaire pour saturer toutes les dislocations, calculé d'après (4) est de l'ordre de 0,01 s. Ce qui est très compatible avec le temps total de déformation de frottement que l'on peut estimer, d'après une micrographie de copeau discontinu obtenu à la vitesse immédiatement inférieure à V' (*fig. 5*), et connaissant, d'autre part, la vitesse moyenne de déplacement du copeau.

En effet, la vitesse instantanée de celui-ci est égale à $\frac{\text{vitesse coupe}}{\text{rapport de coupe}} = \frac{V_c}{r}$; r variant

d'une façon que la *figure 5* permet d'apprécier, on peut avoir r moyen, d'où la vitesse moyenne de déplacement du copeau en question $\simeq 2$ m/mn. On trouve alors que le temps total de la déformation est de l'ordre de 0,05 seconde.

Dans le cas repéré C, où $V' = 3$ m/mn et $\Theta'_2 = 175^\circ\text{C}$, il n'a pas été possible de vérifier cette hypothèse car l'arête rapportée se forme immédiatement. On peut penser néanmoins que la formation de l'arête rapportée dans ce cas ne peut être attribuée au vieillissement seul car le temps nécessaire pour obtenir le vieillissement maximum serait trop grand. Il est donc possible qu'un autre facteur fragilisant intervienne, lié aux caractéristiques mécaniques élevées et au bas coefficient d'écrouissage de cet acier.

Dans le cas repéré B, au contraire, on obtient une corrélation satisfaisante entre le temps total de la déformation d'un copeau discontinu et le temps nécessaire pour obtenir un vieillissement maximum à la température locale.

S'il est donc possible de penser que l'effet de vieillissement est important, sinon prépondérant, il n'est pas moins vrai que d'autres facteurs fragilisants interviennent dans la formation de l'arête rapportée.

La forme même des équations (4) permet de prévoir qualitativement l'évolution de l'arête rapportée en fonction de la vitesse de coupe. Si, en effet, la température suivait, en fonction de la vitesse de déformation au contact du copeau et de l'arête, une loi analogue à celle des équations (4) (où t^{-1} représente une vitesse), on pourrait penser que l'arête va rester stable dans les limites de température où l'équation (4) reste valable.

On sait qu'il n'en est rien et que, très généralement, la température absolue de l'interface outil-copeau est liée à la vitesse de coupe par une relation de la forme.

$$T = K V^\rho \quad [5]$$

où ρ est un facteur dépendant du matériau usiné, et inférieur à 1 et K une constante. Si l'on admet, en première approximation, que la vitesse de déformation est proportionnelle à la vitesse de coupe — ce qui doit certainement sous estimer cette première — et en appelant t la durée d'une déformation donnée de [5] on tire

$$\log t^{-1} = H - \frac{\lambda}{\rho} \log \frac{1000}{T} \quad (6)$$

où H et λ sont des constantes. Si l'on trace la courbe représentant la fonction (6), on constate qu'elle doit

nécessairement couper la courbe représentant la fonction (4) de par leur forme même. Définissons arbitrairement la zone de cisaillement possible par les droites H' et H'' (fig. 22), correspondant à la diffusion possible de 50 % des atomes d'insertion par exemple. On voit alors que la portion de la courbe représentant la fonction (6) qui est à l'intérieur de la surface définie par ces deux droites, correspondrait à la stabilité de l'arête, et que celle-ci disparaîtrait quand, pour les conditions de vitesse de déformation et de température où la courbe (6) quitte la zone de vieillissement possible pendant écrouissage, c'est-à-dire quand la vitesse de déformation devient trop grande.

Ceci rend bien compte du fait expérimental que l'arête rapportée devient instable à partir d'une certaine vitesse de coupe ; mais étant donné le manque d'information que l'on a sur la relation exacte entre la vitesse de coupe et la vitesse de déformation de frottement, il paraît difficile de pousser plus loin l'analyse.

On voudra bien remarquer néanmoins que cette théorie prédit des valeurs raisonnables de vitesse et température pour la formation de l'arête et qu'elle rend compte qualitativement d'une part de l'augmentation relative de dureté de celle-ci, d'autre part de son évolution en fonction de la vitesse de coupe.



II. — On peut envisager la fragilité qui est à la base des phénomènes décrits dans ce chapitre d'un autre point de vue.

C. Zener a montré [5] que, dans un essai adiabatique, la loi reliant la contrainte de cisaillement τ à la déformation de cisaillement γ présente un maximum pour une déformation γ_c au-delà de laquelle la déformation homogène devient instable ; la déformation se localise alors dans un volume restreint, suivant les trajectoires de cisaillement maximum préexistantes et toute l'énergie disponible y est accumulée brusquement, provoquant un chauffage local intense qui abaisse, de ce fait, beaucoup de sa résistance à la déformation ultérieure. Nous avons nous-mêmes vérifié, dans le chapitre précédent, que, dans un essai de torsion dynamique sur un tube, la courbe $\tau(\gamma)$ présentait bien un maximum.

Il existe un certain nombre d'exemples de ruptures provoquées par une telle localisation de la déformation. On peut montrer, en particulier, que le cône de rupture en coupelle des éprouvettes de traction essayées à vitesse moyenne mais dont la rupture se produit adiabatiquement peut être attribuée à la localisation de la déformation le long d'un plan P (fig. 23) et que l'importance de la surface de décohésion perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette était en raison inverse de la susceptibilité à une déformation hétérogène. Ce qui permet de définir celle-ci par la quantité suivante :

$$S' \% = \frac{s - sd}{s} \cdot 100$$

sd = surface de décohésion

s = surface totale de la striction.

$S' \%$ varie en raison directe de la susceptibilité à la déformation hétérogène, donc inverse de la valeur γ_c à partir de laquelle la déformation homogène n'est plus possible.

Read [6] a, d'autre part, montré que γ_c variait en raison directe du coefficient d'écrouissage « n », déterminé par des essais statiques (isothermes).

Dans nos essais, l'éprouvette était en série avec un ressort puissant qui emmagasinait une énergie suffisante au cours de la traction pour rompre l'éprouvette de façon quasi-adiabatique. La valeur de $S' \%$ que nous avons déterminée par planimétrage de la zone rompue a donc bien la signification que lui attribue Zener. Nous avons représenté la variation de $S' \%$ en fonction de la température de l'essai pour les 3 cas A, B, C sur la figure 24, et nous constatons qu'elle est en sens contraire de celle de $S \%$ (fig. 6, 7, 8). Le phénomène est très net dans les cas A et C (correspondant à des structures obtenues par trempe et revenu) alors que, pour le cas B, il y a une certaine dispersion dans les points due au fait que la surface de décohésion était mal définie, mais l'allure générale est la même.

Ceci signifie que la fragilité sur laquelle nous avons raisonné jusqu'à présent trouve son origine dans une susceptibilité accrue à la déformation hétérogène, et que l'arête rapportée serait un exemple nouveau de rupture provoquée par une localisation de la déformation dans un essai adiabatique. On peut d'ailleurs voir que la vitesse de coupe V' croît avec le coefficient d'écrouissage « n » du métal usiné, comme le rappelle le tableau I, ce qui est conforme à l'hypothèse de Read. Autrement dit, plus « n » sera élevé, plus la vitesse de

déformation nécessaire pour rendre effective la rupture suivant le schéma indiqué plus haut devra être grande, ce qui est bien confirmé par l'expérience.

On peut reprendre les différentes phases de la formation, de la stabilité et de la disparition de l'arête rapportée en raisonnant sur la *figure 24*.

1) On remarquera que les régimes de copeaux discontinus correspondent à des gammes de températures où $\frac{d S' \%}{d \Theta_2}$ est négatif (cas A, B) et que, dans le cas C où $\frac{d S' \%}{d \Theta_2}$ est positif de l'ambiante à 290°C, on a vu que l'on n'observe pas de copeau discontinu.

Les déformations de frottement dans les copeaux discontinus sont élevées et doivent correspondre à des valeurs γ_c très grandes comme le confirme bien la *figure 24* (rappelons que γ_c est en raison inverse de $S' \%$).

2) L'arête rapportée apparaît au contraire lorsque $S' \%$ augmente, c'est-à-dire lorsque la déformation homogène possible γ_c diminue, donc dès l'ambiante (théoriquement) pour C, et à une température de frottement Θ_2 supérieure à 200°C pour A, B. Elle sera stable à température croissante si $\frac{d S' \%}{d \Theta_2}$ est > 0 .

3) Bien que les vitesses V'' soient très différentes pour les trois structures, la température de disparition totale de l'arête est sensiblement la même dans les trois cas, et de l'ordre de 525°C. La susceptibilité à la déformation hétérogène est évidemment très diminuée à cette température comme le montrent les faibles valeurs de $S' \%$ qui sont d'ailleurs du même ordre de grandeur, pour les trois structures.

Cette notion de susceptibilité à la déformation hétérogène précise celle de fragilité employée dans la première partie de ce chapitre. Elle permet de prévoir par quel mécanisme possible, compte tenu des contraintes qu'impose une géométrie d'outil donnée, et des propriétés de consolidation du matériau (principalement le coefficient d'écrouissage n) la température de la zone de frottement est un élément important de la résistance mécanique du métal du copeau en contact avec l'outil, et comment elle conditionne la morphologie de l'arête, celle du copeau et les efforts supportés par l'outil.

En conclusion, les deux mécanismes qui provoquent la fragilisation sont en fait complémentaires. Le premier concerne en effet les modalités de la déformation avant rupture et le second donne les conditions de la rupture elle-même. La diminution du coefficient d'écrouissage « n » que provoque le vieillissement simultané entraîne celle de γ_c donc rend de plus en plus probable la rupture par cisaillement, suivant le second schéma.

* *

VÉRIFICATIONS SUR D'AUTRES ALLIAGES

Nous avons voulu éprouver la validité de ces conclusions par l'étude de quelques alliages très différents.

Cas d'un alliage léger d'aluminium à 5 % de magnésium.

Les conditions d'usage étaient les suivantes :

$a = 0,2 \text{ mm}$

$p = 2 \text{ mm}$

3 pentes d'affûtage

$\alpha = + 20^\circ$ repère F_γ

$\alpha = 0^\circ$, repère F_a

$\alpha = - 10^\circ$, repère F (— β).

Résultats.

La vitesse de coupe variait de 6 à 125 m/mn.

L'arête rapportée se forme aux plus faibles vitesses de coupe et son volume est inversement proportionnel à la pente d'affûtage. L'évolution de l'arête rapportée est, dans le cas de cet alliage, identique à celle que nous avons observée précédemment dans l'exemple proposé, ainsi qu'en témoigne la variation de l'effort de coupe F_c en fonction de la vitesse (*fig. 25*) ainsi que celle de la température de coupe Θ_2 (*fig. 26*).

Il est à noter que dans le cas $F\gamma$ les effets sont beaucoup moins nets que dans le cas où la pente d'affûtage est plus faible. On n'observe de disparition totale de l'arête rapportée que pour une vitesse supérieure à 80 m/mn. On constate assez généralement en effet que lorsque la pente d'affûtage augmente, la tendance à la formation de l'arête rapportée augmente de façon probablement liée à la variation de la contrainte de cisaillement k . Nous avons montré en effet, dans un chapitre précédent que k variait en fonction directe de la pente d'affûtage et il est probable que la contrainte transmise par le copeau varie dans le même sens, accentuant ainsi la stabilité de l'arête. D'autre part, dans le cas de cette pente d'affûtage ($\alpha = 20^\circ$) l'augmentation de température en fonction de la vitesse de coupe est beaucoup plus lente que pour $F\alpha$ et $F\beta$ et ce n'est que vers 200°C que l'arête disparaît totalement dans les trois cas.

Dans toute la gamme des températures de coupe mesurées sur cet alliage (de 80°C à près de 300°C), la ductilité définie par l'allongement $A\%$ d'éprouvettes rompues, est une fonction croissante de la température (fig. 27). D'après ce que nous avons vu plus haut, ceci est un caractère d'instabilité. Or, l'arête ne disparaît de façon totale que lorsque la température de coupe dépasse 200°C . Ce qui signifie probablement que la ductilité minimum nécessaire pour qu'il n'y ait pas rupture de cisaillement sous l'action de la contrainte transmise par le volume de l'arête correspond à une valeur minimum de l'allongement, de l'ordre de 8 %. Il faut noter par ailleurs, que la bonne conductibilité thermique de cet alliage favorise l'écoulement de chaleur; cette température critique, par conséquent, n'est atteinte qu'en usinant dans des conditions sévères de pente d'affûtage et de vitesse de coupe.

Nous indiquons, figure 28, des exemples de la répartition de la microdureté d'arêtes rapportées de cet alliage.

La microdureté moyenne semble peu varier avec la vitesse de coupe, bien que la valeur maximum corresponde au minimum de vitesse. Elle est nettement plus élevée que celle du copeau lui-même.

**

Cas d'un alliage austénitique 18/10 à bas carbone (Repère L).

Nous avons déterminé pour cet alliage la variation de $S\%$ en fonction de la température de l'essai. La courbe représentant ces résultats est indiquée figure 29. On voit que $S\%$ décroît régulièrement depuis l'ambiante jusqu'à 500°C , à l'exception toutefois d'une légère remontée, avec maximum vers 300° . La diminution de $A\%$ est beaucoup plus brutale jusqu'à 250° , puis il reste sensiblement constant jusqu'à 450°C pour décroître à nouveau.

Si nos hypothèses précédentes sont exactes quant à la formation et à la stabilité de l'arête, on doit s'attendre à ce que, pour cet alliage, l'arête rapportée se forme dans toute cette gamme de températures, avec toutefois des phénomènes transitoires probables entre 250 et 350°C . On vérifie par l'observation directe qu'il en est bien ainsi.

1) On retrouve dans cet alliage les caractères généraux des phénomènes de frottement.

En effet, si la variation de la ductilité en fonction de la température impose la permanence de l'arête rapportée dans la gamme de températures étudiées, il n'en est pas moins vrai que sa forme et son importance varient beaucoup quand la vitesse de coupe augmente. La pente d'affûtage effective qu'elle impose devient alors de plus en plus faible, à tel point que la modification qu'elle introduit dans la géométrie de l'outil devient négligeable à partir de 20 m/mn pour $\alpha = 0$ et 10° , et de 25 m/mn pour $\alpha = + 20^\circ$, ce qui permet, avec une bonne approximation, d'admettre que le copeau obtenu est du type III.

Une augmentation de la pente d'affûtage favorise la stabilité de l'arête rapportée, tout au moins si on ne dépasse pas $\alpha = 40^\circ$. Pour ces pentes d'affûtage extrêmes, on n'observe pratiquement plus d'arête rapportées, non seulement dans cet alliage, mais dans tous les autres que nous avons étudiés. Ceci tient à ce que, alors, la direction des trajectoires de cisaillement, dans le volume du copeau qui transmet l'effort de coupe, est presque parallèle à la pente de l'outil.

Si une rupture par cisaillement intervient le long d'une telle trajectoire, la portion qui restera fixée à l'outil sera sensiblement parallèle à la pente d'affûtage, (fig. 30), sous la forme d'une couche, que l'expérience montre très mince. Aucune modification de pente d'affûtage, par conséquent, n'intervient. Ce qui explique pourquoi l'arête rapportée ne se forme plus pour ces pentes d'affûtage très élevées, bien que la température

de contact Θ_2 puisse être du même ordre de grandeur que celles qui donnent lieu à une arête stable quand la pente d'affûtage est plus faible, ainsi que le montre la *figure 31*.

On notera au contraire que les valeurs correspondantes de Θ_1 sont très différentes.

2) Caractères particuliers à cet alliage.

a) La formation de l'arête rapportée paraît liée à la transformation martensitique par écrouissage dont cet alliage est susceptible partiellement. En effet, bien que nous n'ayons pu la mettre en évidence, ni par micrographie optique (car la structure est très déformée), ni par analyse radiocristallographique (le % de phase α devant être trop faible, et inférieur à 5 %), nous avons pu vérifier pourtant qualitativement, par un essai simple à l'aimant, que toutes les arêtes rapportées formées au cours de l'usinage de cet alliage sont assez nettement magnétiques. La faible quantité de phase α peut s'expliquer :

1 a) par la teneur relativement forte en nickel de l'alliage usiné,

2 a) par les températures élevées où se forme l'arête rapportée.

Elle doit se trouver disposée le long de lignes de déformation qui donnent aux micrographies d'arête rapportée leur aspect caractéristique.

b) Etude de l'anomalie (a) de la *figure 29*.

Nous avons vu plus haut l'influence très précise que peut avoir la forme de la courbe S % (Θ) sur les propriétés de frottement. Ceci en est un exemple très frappant.

En effet, dans le cas des aciers ferritiques que nous avons étudiés, le copeau discontinu se forme à des vitesses de coupe et des températures plus faibles que celle où se forme l'arête rapportée, et nous avons pu rattacher cette évolution à la forme de S % (Θ), qui est alors croissante, puis décroissante. Dans le cas de l'alliage austénitique étudié ici, la variation de S % (Θ), et de A % (Θ) est inverse et on peut prévoir dès lors que l'arête rapportée peut être éliminée si la température du contact de l'arête rapportée et du copeau vient à dépasser 260°C. Si la vitesse de coupe correspondante est faible, le copeau qui en résultera pourra être discontinu, ce qui se produit effectivement pour des pentes faibles. La déformation principale et la déformation de frottement d'un tel copeau seront très grandes et la température Θ_2 peut augmenter notablement (compte tenu de la faible conductibilité thermique de cet alliage). Si elle devient supérieure à 400°C le copeau discontinu devient alors instable puisqu'on est à nouveau dans la zone de température à ductilité décroissante. L'arête rapportée se forme à nouveau à partir du copeau discontinu et la déformation du copeau diminue beaucoup, ce qui provoque une brusque chute de la température Θ_2 jusqu'à une valeur qui peut être inférieure à celle du maximum relatif de S (Θ). Le phénomène peut alors se renouveler, donnant lieu à une instabilité du copeau au cours de l'essai que l'on peut suivre, par la variation de la valeur de l'effort de coupe ou sur l'indication du millivoltmètre indiquant Θ_2 (*fig. 29*) et dont les micrographies (*fig. 32, 33, 34*) révèlent quelques aspects caractéristiques.

La *figure 32* est relative à une vitesse de coupe de 3 m/mn, une avance de 0,29 mm et une pente d'affûtage de 0°. Elle est très représentative du mécanisme par lequel une arête rapportée est éliminée par un copeau discontinu en voie de formation.

La *figure 33* représente la coupe micrographique d'un copeau qui avait d'abord commencé à être du type à arête rapportée (vitesse de coupe = 4 m/mn, avance = 0,29 mm, $\alpha = 0^\circ$), dont la section était par conséquent faible, ce qui nécessitait un effort peu important et sur lequel s'est juxtaposé un copeau de section croissante jusqu'à la rupture qui a eu lieu à peu près parallèlement à la surface usinée. On remarquera que l'arête est encore adhérente à l'ensemble.

La *figure 34* représente la coupe micrographique d'un copeau discontinu en quelque sorte à l'état pur. Ce copeau a été obtenu à une avance de 0,32 mm, une vitesse de 3 m/mn et une pente $\alpha = 0^\circ$, une température de frottement $\Theta_2 = 320^\circ\text{C}$. On remarquera qu'il présente une grande analogie de forme avec les exemples que nous avons déjà donnés dans le cas d'aciers ferritiques.

Ces phénomènes d'instabilité sont, en fait, limités à une gamme assez étroite de vitesse de coupe et d'avance. C'est ainsi qu'à une vitesse de 3 m/mn pour des avances inférieures à 0,29 mm, l'arête rapportée est stable. Pour une avance comprise entre 0,29 mm et 0,58 mm, on passe alternativement d'un copeau discontinu à un copeau à arête rapportée et la température Θ_2 oscille entre 360 et 220-250°C (*fig. 29*).

A une vitesse de coupe plus élevée (4 m/mn) et pour une avance variant de 0,26 mm à 0,52 mm on

commence par former un copeau discontinu, on passe ensuite au copeau à arête rapportée qui reste stable à une température Θ_2 variant entre 265 et 360°C.

D'autre part, à une avance de 0,32 mm et toujours pour une pente d'affûtage $\alpha = 0^\circ$, si l'on fait varier la vitesse de coupe de 2 m/mn à 24 m/mn, on constate que l'instabilité ne se manifeste qu'entre 3 et 4 m/mn ($300^\circ\text{C} < \Theta_1 < 360^\circ\text{C}$).

Ce phénomène d'instabilité n'est pas uniquement fonction de la température. Il ne se manifeste pas, par exemple, à température Θ_2 égale, quand on utilise une pente d'affûtage $\alpha = + 20^\circ$. Nous avons déjà vu qu'augmenter la pente d'affûtage (dans une certaine mesure) rendait l'arête rapportée plus stable.

Une température de l'ordre de celle du maximum relatif de S % (Θ) paraît donc être une condition nécessaire mais non suffisante, pour provoquer cette instabilité (si l'on reprend en effet les mêmes expériences que celles qui ont été décrites un peu plus haut mais en arrosant avec de l'acétone refroidi à $- 78^\circ\text{C}$, on constate que l'arête rapportée est toujours stable).

**

Cas d'un acier calmé à l'aluminium (Repère N).

Cet acier a été élaboré spécialement de façon à avoir une teneur en azote libre minimum. Le vieillissement pendant écrouissage devra donc être attribué en grande partie à la ségrégation d'atomes de carbone en insertion dans le réseau de fer α . De la forme de l'équation (4), il résulte que ceux-ci sont moins mobiles que les atomes d'azote et que, par conséquent, la température S % pour laquelle elle est minimum, ou bien pour laquelle S' % maximum, sera plus élevée que dans les cas A B C. Ce que montrent bien les résultats des essais de traction rapide que nous avons indiqués sur la *figure 35*, où la température de fragilité maximum est de l'ordre de 340-350°C.

La forme générale de S(Θ_2) ou S'(Θ_2) et les phénomènes observés dans la coupe sont en bon accord avec la théorie que nous avons proposée plus haut.

Aux températures Θ_2 inférieures à 160°C, on obtient, en utilisant des pentes d'affûtage de 0° et de 10° , un copeau discontinu $\left(\frac{dS}{d\Theta_2} > 0, \text{ ou } \frac{dS'}{d\Theta_2} < 0 \right)$. Pour ces pentes d'affûtage, l'arête rapportée se forme à des températures variant entre 170 et 190°C, correspondant à des vitesses de coupe de l'ordre de 4 m/mn (l'avance était égale à 0,2 mm dans ces essais).

Pour une pente d'affûtage plus élevée $\alpha = + 20^\circ$, la température de transition et la vitesse V'' sont abaissées respectivement à 125°C et 2,5 m/mn, ce qui souligne l'importance de la pente d'affûtage (que nous avons déjà signalée) dans la tendance à la formation de l'arête rapportée. Un autre facteur joue dans le même sens et pour la même raison : la diminution de l'avance.

Il est, par ailleurs, remarquable de constater que la forme de l'arête rapportée doit peu évoluer quand on fait varier la vitesse de coupe dans des limites normales (10 à 60 m/mn) ainsi qu'en témoignent les résultats de la *figure 36* qui montrent que l'effort de coupe varie peu en fonction de la vitesse et de Θ_2 (de 150 à 390°C), pour les avances et les pentes d'affûtage indiquées.

**

En conclusion, nous pensons pouvoir tirer de ces quelques exemples les enseignements suivants:

1) La théorie que nous avons proposée de la formation et de la stabilité de l'arête rapportée, en nous fondant sur les résultats obtenus au cours de l'étude d'un acier au CrMo, pour trois traitements de celui-ci paraît se vérifier de façon satisfaisante sur d'autres alliages très différents. La température de coupe Θ_2 , par l'influence qu'elle peut avoir sur la capacité de déformation du métal de la zone de frottement, est donc un facteur déterminant les conditions de ce frottement et, en particulier, la formation et le maintien de l'arête rapportée.

Le mécanisme de fragilisation qui est à la base de tous ces phénomènes semble bien être la susceptibilité du métal à la déformation hétérogène dans les conditions de température et vitesse de déformation. Nous avons pu montrer que, dans le cas des aciers doux, cette tendance pouvait être liée à un phénomène de vieillissement pendant écrouissage et il se peut que cette explication reste valable pour tous les alliages

susceptibles du phénomène Portevin-Le Chatelier. Nous avons montré que l'on pouvait chiffrer la susceptibilité à la déformation hétérogène de deux façons :

— soit par la valeur de la déformation γ_0 correspondant à la valeur maximum de la contrainte de cisaillement τ dans un essai de torsion adiabatique sur un tube.

— soit par le rapport $S' \%$ déterminé dans un essai de traction. Nous avons montré que la variation de $S' \%$ en fonction de la température de l'essai rendait compte de façon précise de l'évolution des phénomènes de frottement aux mêmes températures.

2) Nous avons également vu que d'autres facteurs peuvent jouer. Ce sont :

a) des facteurs inhérents au métal étudié ou au traitement qu'il a subi. Un traitement thermique, qui réduira la ductilité, accentuera la tendance à la formation de l'arête rapportée (exemple le cas repéré C). La caractéristique mécanique la plus significative à cet égard paraît être le module d'écroutissage « n » ce qui est en bon accord avec certaines remarques de Read [5].

b) des facteurs dépendant de la géométrie de la coupe. Il se trouve que ce sont tous les facteurs qui ont tendance à augmenter l'intensité de contraintes transmises par le copeau à l'outil (qui est proportionnelle à la valeur k de la contrainte de cisaillement dans le plan limite). Ce sont, par ordre d'importance :

— une diminution de l'avance

— une augmentation limitée de la pente d'affûtage.

Leur rôle est cependant secondaire, car ils ne peuvent provoquer seuls le phénomène ; c'est ainsi que, quelle que soit la pente d'affûtage, l'avance ou la vitesse, nous n'avons jamais observé d'arête rapportée quand nous avons usiné du magnésium, ou du zinc, commercialement purs. Ces facteurs peuvent néanmoins élargir la gamme de vitesses de coupe et de températures où l'arête est stable dans les cas favorables, c'est-à-

dire dans les cas où $\frac{d S' \%}{d \Theta} > 0$, ou $\frac{d S \%}{d \Theta} < 0$.

Nous analyserons plus précisément leur influence sur les modalités du frottement sur l'outil au cours de la troisième partie de ce chapitre, où nous étudierons l'effet de la teneur en soufre sur l'usinabilité d'un acier à moyen carbone.

**

TROISIÈME PARTIE

ÉTUDE DE L'INFLUENCE DE LA TENEUR EN SOUFRE SUR L'USINABILITÉ D'UN ACIER A MOYEN CARBONE

Ceci requiert une définition de l'usinabilité. Nous avons vu dans l'introduction à cette étude, qu'on pouvait l'envisager de quatre points de vue, que nous rappellerons ici :

— U_A = durée de l'outil pour une géométrie de la coupe et une vitesse données ;

— U_B = l'état de la surface obtenue ;

— U_C = la puissance nécessaire pour un débit de copeau déterminé ;

— U_D = la morphologie et la commodité d'évacuation des copeaux.

Il est évident qu'il n'existe pas une mesure quantitative de l'usinabilité sous ces quatre aspects à la fois. D'autre part, si on la décompose en ses quatre termes, seuls U_B et U_C sont susceptibles d'une mesure quantitative bien reproductible. Au cours de cette étude, nous n'envisagerons pas l'étude de l'état de surface, car nous avons travaillé exclusivement en coupe orthogonale où il n'a pas le même sens qu'en coupe conventionnelle. Si bien que seul reste le terme U_C qui ne traduit, à notre avis, qu'un aspect mineur de l'usinabilité : c'est pourquoi nous nous attacherons plutôt à l'étude de la teneur en soufre sur les facteurs théoriques de la coupe qui sont susceptibles de contrôler les caractères technologiques A B C D ci-dessus.

Dans cet ordre d'idées, d'après Merchant [12, ch. I], les trois principales variables qui contrôlèrent l'usinabilité seraient :

- le coefficient de frottement du copeau sur l'outil : μ ,
- la résistance au cisaillement du métal dans la coupe : k
- la quantité C , appelée « constante d'usinage » que nous avons signalée dans l'introduction, et dont nous avons discuté la signification physique dans notre chapitre III.

Toutes conditions égales, μ et k constituent une indication certaine de la puissance consommée et peuvent influencer sur la chaleur dissipée dans l'outil, donc sur sa durée. Ceci ressort directement des résultats théoriques exposés jusqu'ici, en particulier au chapitre III. Le travail total, en effet, est proportionnel à F_c qui varie lui-même comme k et Φ et, comme $\Phi + \beta - \alpha = \text{constante}$, F_c varie comme k et β , donc comme k et μ ($\mu = \tan \beta$).

Merchant admettait également que μ influait directement sur l'état de surface et aboutissait aux conclusions suivantes : une addition de soufre réduit μ et, dans certains cas, augmente C . Elle ne fait pas varier k et ne produit pas un copeau brisé (il faut noter les faibles avances étudiées par cet auteur). Nous avons vu que Merchant attribuait ces variations au bas point de fusion des inclusions de sulfure, qui à la température de frottement formeraient un film quasi visqueux entre le copeau et l'outil.

Il paraît bien certain que le rôle du soufre soit essentiellement de modifier les propriétés de frottement, les autres modifications (forme du copeau, valeur des efforts de coupe) n'intervenant que comme des conséquences.

Pour en préciser l'influence sur ces propriétés, nous étudierons deux aciers à moyen carbone dont la composition chimique ne diffère essentiellement que par la teneur en soufre. Nous désignerons par l'indice I l'acier sans soufre, et par l'indice II l'acier avec soufre. Nous avons étudié de façon comparative deux traitements, un recuit de 825°C, 2 h suivi de refroidissement au four, et une normalisation 925°C, 2 h suivie de refroidissement à l'air. Les caractéristiques mécaniques obtenues sont indiquées en annexe, aux repères E D J I.

Nous avons, au cours de ces essais, fait varier l'avance de 0,065 mm/tour à 0,5 mm/tour, et parfois dans la mesure du possible, jusqu'à 1 mm. Nous avons également fait varier la vitesse de coupe de 0 à 180 m/mn en utilisant des outils en acier rapide 18-4-1 jusqu'à 60 m/mn et des outils à pastille de carbure rapportée pour des vitesses supérieures.

Nous avons enfin étudié principalement quatre pentes d'affûtage d'après le tableau suivant :

Pente d'affûtage	0°	10°	20°	40°
Indice	α	β	γ	ε

Nous comparerons, au cours de cette étude, systématiquement, les diverses propriétés des aciers I et II, dans des conditions identiques, en cherchant à hiérarchiser les différences constatées de façon à pouvoir déterminer la ou les raisons essentielles de leur comportement différent dans la pratique.

a) Comparaison des caractéristiques mécaniques à l'ambiante.

Elles sont très voisines. Notons néanmoins que la capacité de déformation est légèrement inférieure dans le cas de l'acier au soufre.

Si l'on construit les courbes de traction à l'ambiante en coordonnées rationnelles, on constate une légère diminution du coefficient d'écrouissage pour l'acier au soufre.

Les courbes de compression en coordonnées rationnelles sont pratiquement superposables jusqu'à 90 % de déformation (définition conventionnelle). Le travail de déformation plastique pour un écrouissage donné est le même et suit la même loi en fonction de la déformation ; on peut rapprocher ceci d'une observation de Merchant indiquant que l'addition de soufre modifiait très peu l'exposant de Meyer.

Nous avons également cherché à nous rendre compte si les températures de début de recristallisation,

pour un écrouissage donné, variaient avec la teneur en soufre. Nous avons constaté que, pour différents écrouissages (25, 50, 75 %), les différences étaient faibles en ce qui concerne la température de début de recristallisation (pour un temps de maintien constant à température), mais que, par contre, à une température donnée et pour une grosseur de grain initial identique, la structure obtenue dans le cas de l'acier au soufre était bien plus grossière.

b) Comparaison des coefficients de frottement μ .

Il est nécessaire de comparer seulement des valeurs obtenues dans les mêmes conditions de coupe. Si en effet, on représente la variation de μ en fonction de la vitesse de coupe pour différentes avances et une même pente d'affûtage, on constate (fig. 37) que les courbes relatives à I et II s'interpénètrent. Il faut noter à ce propos que la loi $\mu(V)$ est, de façon générale, pratiquement linéaire (de pente < 0) pour ces gammes de vitesse (de 75 à 150 m/mn). La pente de la droite varie avec l'avance et sa valeur algébrique croît avec l'avance; elle est pratiquement nulle dans les deux cas I et II pour une avance de 0,1 mm.

Si au contraire, on représente la variation de μ_I et de μ_{II} en fonction de l'avance, les courbes isovitesses déterminent deux domaines parfaitement distincts (fig. 38) et il est clair que pour cette pente d'affûtage $\mu_I > \mu_{II}$.

Les courbes (fig. 39) sont relatives à des vitesses moyennes entre 40 et 60 m/mn. Chaque point représente la moyenne de 10 valeurs expérimentales et les courbes montrent la variation de μ_{moyen} en fonction de l'avance et pour différentes pentes d'affûtage. Pour des pentes faibles, l'allure est tout à fait comparable (du moins en ce qui concerne l'acier II) à celle de la figure 38. Pour des pentes élevées ($\alpha = 40^\circ$) la loi devient à peu près linéaire et μ décroît très rapidement avec l'avance dans les cas I et II. D'une façon générale et quoique le phénomène paraisse moins régulier dans le cas I que dans le cas II, on peut dire que

$$\mu \text{ diminue quand } \left\{ \begin{array}{l} \text{l'avance augmente} \\ \text{la vitesse augmente} \\ \text{la pente d'affûtage diminue.} \end{array} \right.$$

Le tableau II indique $\mu_I - \mu_{II}$ en fonction de l'avance et de la pente d'affûtage.

On constate que la quantité

$$\mu' = \mu_I - \mu_{II}$$

varie de la façon suivante :

- (1) pour $\alpha = 0^\circ$: décroissance légère
 et $\alpha = 40^\circ$ }
 pour $\alpha = 20^\circ$ } croissance nette, sauf dans le cas (E γ . D γ) (voir tableau II).
- (2) pour une avance supérieure à 1/10 mm, μ' décroît quand la pente d'affûtage croît.

c) Comparaison du travail de frottement W_F .

Sur le tableau II relatif à des moyennes de valeurs expérimentales, on constate :

- (1) W_F décroît quand l'avance augmente, dans tous les cas.
- (2) Cas des aciers recuits :
 - W_{FI} diminue légèrement quand la pente α croît
 - W_{FII} reste du même ordre de grandeur

Cas des aciers normalisés (le comportement est plus complexe quand α augmente)

- W_{FI} diminue aux fortes avances,
 augmente aux faibles avances,
 reste stationnaire pour $a = 2/10$ mm.
- W_{FII} augmente dans tous les cas.

$W_F' = W_{FI} - W_{FII}$ diminue quand la pente d'affûtage augmente. Les variations de μ' et W_F' sont donc sensiblement parallèles.

d) *Comparaison de la température de contact du copeau et de l'outil Θ_2 .*

Nous avons mesuré la température de coupe par la méthode du coupe outil-pièce pour 4 pentes d'affûtage (0° , 10° , 20° , 45°) et pour chacune nous avons fait varier l'avance « a » de 0,1 mm en 0,1 mm, depuis 0,1 mm jusqu'à 0,5 mm. Dans chacun des cas, nous avons fait varier la vitesse de coupe de 4 à 60 m/mn.

De cet ensemble de résultats dont le détail est donné en annexe, nous avons tiré 4 exemples extrêmes (fig. 40) et on peut déduire que :

1) l'augmentation de l'avance, de la vitesse, et la diminution de la pente d'affûtage font croître Θ_2

2) pour une pente d'affûtage $\alpha = 0^\circ$:

$\Theta_{2\text{ I}} - \Theta_{2\text{ II}}$, positif pour $a = 0,1$ mm, tend vers 0 quand a tend vers 0,5 mm,

pour une pente d'affûtage $\alpha = 45^\circ$:

$\Theta_{2\text{ I}} - \Theta_{2\text{ II}}$, faiblement positif pour $a = 0,1$ mm, devient nettement négatif pour $a = 0,5$ mm.

Ceci amène à penser qu'il doit exister une relation entre « a » et α telle que $\Theta_{2\text{ I}} = \Theta_{2\text{ II}}$ pour une vitesse donnée. Un examen détaillé de l'ensemble des résultats montre bien qu'à une vitesse donnée et pour une valeur de α déterminée, les courbes $\Theta_{2\text{ I}}(a)$ et $\Theta_{2\text{ II}}(a)$ se croisent à une température (Θ_2) et pour une valeur A de l'avance a. Si l'on construit A (α), on obtient sensiblement une droite (fig. 41) qui définit deux domaines : un domaine inférieur de pentes et d'avances où $\Theta_{2\text{ I}} - \Theta_{2\text{ II}} > 0$, c'est-à-dire où l'emploi d'aciers de décolletage est bénéficiaire ; et un domaine supérieur où il perd de son intérêt du moins de ce point de vue. Ces constatations ne sont évidemment valables que pour l'acier étudié.

e) *Comparaison des contraintes de cisaillement k.*

D'une manière générale, k décroît quand l'avance augmente. Le tableau III montre que les différences entre $k_{\text{I moyen}}$ et $k_{\text{II moyen}}$ sont peu importantes.

f) *Comparaison des efforts de coupe F_c et F_T , de la déformation du copeau γ , et de l'énergie de cisaillement Ws par unité de volume.*

Nous avons groupé ces quatre termes car ils suivent des lois parallèles en fonction de la vitesse de coupe. Un diagramme typique est donné figure 42 montrant la comparaison de (I) et (II) à l'état recuit pour les conditions de coupe suivantes :

$\alpha = 0^\circ$ $a = 2/10$ mm profondeur de passe 3 mm	}	outil en acier rapide du type 18-4-1.
---	---	---------------------------------------

On y voit là un comportement essentiellement différent des deux aciers et comment l'addition de soufre influe très directement (surtout à partir de vitesses moyennes) sur la puissance consommée (qui est proportionnelle à F_c). Ceci se traduit par une différence également notable de la température Θ_1 de la zone de déformation principale dans les deux cas.

Nous avons analysé, au début de ce chapitre, la forme de tels diagrammes et montré qu'on pouvait les diviser en trois zones où les morphologies sont différentes :

zone (1) : copeau discontinu

zone (2) : copeau continu à arête rapportée

zone (3) : copeau continu.

On remarque ici une différence importante entre le comportement de l'acier ordinaire et celui de l'acier au soufre.

Ce dernier ne présente pas en effet de zone (1) (du moins dans le domaine de vitesses explorées) et la démarcation entre la zone (2) et (3) n'a pas le caractère net que l'on observe avec l'acier ordinaire. Ceci suggère que, pour l'acier II (au soufre) l'arête rapportée se produit dans un domaine de vitesses plus important que celui de l'acier I et que sa disparition n'est pas totale. L'observation directe montre bien en effet que, même à des vitesses élevées, on observe toujours sur l'outil une petite arête rapportée dont la pente et les dimensions sont évidemment beaucoup plus faibles que celles que l'on observe à faible et moyenne vitesse.

La *figure 43* représente la photographie de la pente d'affûtage d'un outil à pastille de carbure après usinage de l'acier repéré D (au soufre) à une vitesse de coupe de 120 m/mn. On distingue, sous la portion de copeau qui y est restée collée en fin de passe, une petite arête rapportée éclairée de telle façon qu'elle apparaît en blanc sur la photographie.

L'aspect micrographique de la zone de frottement (plan parallèle à $X'OY'$) est alors très différent suivant la teneur en soufre. Pour l'acier I (*fig. 44*), on distingue deux zones de déformation de frottement :

— une zone centrale où les cristaux sont déformés longitudinalement aux copeaux (direction OX') et suivant un mode qui s'apparente au laminage. L'analyse radiocristallographique de la structure orientée dans cette zone, soit pas transparence, soit par réflexion, montre bien en effet (cliché 6) qu'un axe $\langle 110 \rangle$ est seulement légèrement incliné par rapport à la direction OX' et un plan $\{ 110 \}$ parallèle au plan de frottement, ce qui est une texture classique de laminage de l'acier.

— deux zones marginales où la direction d'élongation maximum est suivant OY .

Pour l'acier II (*fig. 45*), les cristaux sont déformés dans la direction OY exclusivement. D'autre part, la déformation n'est pas uniforme, et périodiquement le métal est plus ou moins comprimé suivant OX' , ce qui implique que le déplacement du copeau doit être discontinu. Enfin, les bords du copeau II sont déchiquetés et de forme bien plus irrégulière que celle du copeau I.

Nous allons donc examiner l'influence de la teneur en soufre sur les conditions précédemment déterminées de la formation et de la stabilité de l'arête rapportée.

1) Variation de la ductilité $S\%$, en fonction de la température.

La *figure 46* représente $S\%$ (Θ) dans les deux cas. On voit que $S_I - S_{II}$ est positif, et à peu près constant jusqu'à 250° , puis décroît rapidement jusqu'à 320° où il s'annule.

2) Variation de la direction de l'effort sur l'arête soit β' en fonction de la vitesse de coupe et de la température.

Nous prendrons l'exemple des essais relatifs aux conditions d'essais suivantes :

$$\alpha = 0^\circ$$

$$a = 0,2 \text{ mm}$$

$$p = 3 \text{ mm.}$$

On constate sur la *figure 47* que la différence $\beta'_I - \beta'_{II}$ qui est nulle ou très faible pour les basses vitesses ou températures, augmente notablement quand la vitesse croît, précisément quand l'arête rapportée de l'acier I disparaît suivant le schéma déjà décrit, alors que pour l'acier II (au soufre) elle peut subsister au-delà de cette vitesse.

Comme la variation de $S\%$ (Θ) nous donne peu de renseignements sur cette possibilité, il faut examiner la variation $S'\%$ (Θ) et celle de γ_c .

La surface en décohésion des éprouvettes de traction de ces aciers n'est pas mesurable avec précision. C'est pourquoi nous avons préféré mesurer γ_c directement par un essai de torsion dynamique, au moyen de l'appareillage déjà décrit.

Nous avons opéré sur des éprouvettes de géométrie (et en particulier de longueur calibrée l) rigoureusement identiques et mesuré la déformation de cisaillement γ_c correspondant au maximum du couple de torsion. Nous avons vu que γ_c dépend de l et que, d'autre part, l n'est pas connu avec précision quand il est

inférieur à 0,5 mm. Aussi nous avons calculé le rapport
$$\frac{\gamma_{cI} - \gamma_{cII}}{\gamma_{cII}} \times 100 = \frac{\delta_{cI} - \delta_{cII}}{\delta_{cII}} \times 100,$$

où δ_c = déformation angulaire correspondant au couple de torsion maximum. Si le profil des éprouvettes

I et II est identique, ceci nous dispense de connaître la valeur exacte de $\gamma_c = \frac{r_m \cdot \delta_c}{l}$ (où r_m = rayon moyen de l'éprouvette).

Les résultats sont résumés sous cette forme au tableau IV pour différentes vitesses de torsion et, avec ou sans écrouissage préliminaire. Chaque valeur est la moyenne de 3 essais.

On y voit que γ_{cI} est assez nettement supérieur à γ_{cII} et que l'écart augmente notablement avec un écrouissage préliminaire de compression.

Ceci est donc une indication supplémentaire, du fait que bien que les taux de rupture classiques sur éprouvettes massives soient du même ordre dans les deux cas, la présence d'inclusions de soufre favorisera la rupture dans le cas de déformation très localisée et par conséquent la stabilité de l'arête rapportée.

CONCLUSION

Il nous semble que la conclusion naturelle de cette série de comparaisons est que l'effet majeur d'une addition de soufre dans un acier à moyen carbone tel que celui qui a servi d'objet à cette étude, soit d'améliorer les conditions de formation et de stabilité de l'arête rapportée prise dans son sens le plus général, c'est-à-dire même lorsqu'elle ne se manifeste que par une couche de quelques dixièmes de millimètres de métal déposé sur l'outil.

Les effets que nous avons indiqués sur les caractéristiques de frottement s'en déduisent par voie de conséquence et l'on peut prévoir que la vitesse d'abrasion de l'outil sera nettement diminuée.

Nous ne connaissons pas de méthode directe pour apprécier cette quantité de manière bien reproductible sur des outils en acier rapide du type 18-4-1, autre que la méthode dite : « par abrasion spécifique » mise au point par F. Eugène [7]. Comme cette méthode exige un équipement spécial, nous nous sommes contentés d'apprécier indirectement cette usure.

Nous sommes partis du fait qu'en coupe orthogonale l'effort d'avance F_T est très sensible à des variations de pente d'affûtage. Or, dans le cas d'une usure normale de l'outil, c'est-à-dire en cratère derrière l'arête de coupe, on peut admettre en première approximation que la pente d'affûtage de l'outil cratérisé a augmenté et que cette pente d'affûtage effective peut servir d'indice de l'usure de l'outil. Dans ces conditions, la variation de F_T suivra une loi parallèle.

Nous avons choisi un lot de 8 outils pris dans une même barre d'acier rapide sur lesquels nous avons préparé 16 arêtes de coupe aussi identiques que possible (2 par outil). Nous avons ensuite usiné l'acier I en mesurant F_T toutes les minutes et ceci pour chacune des 8 arêtes des 8 outils. Nous avons opéré de façon identique avec l'acier II et les 8 arêtes restantes.

Si l'on fait la moyenne des valeurs obtenues au bout d'un temps déterminé, on constate que la variation de F_T est assez régulière pour les conditions de coupe indiquées sur la *figure 48* et les deux aciers que nous comparions.

Le temps 0 était pris à l'équilibre de F_T (environ 10 s après le début de l'essai proprement dit). La valeur de F_T que l'on mesure alors est pratiquement la même pour les deux aciers. F_T décroît quand le cratère d'usure se forme, puis se stabilise quand le cratère a atteint une forme d'équilibre. Nous avons appelé usure primaire cette première phase qui est caractérisée par $F_{T0} - F_{T\text{ minimum}}$. On voit sur la *figure 48* que cette usure est beaucoup moins accentuée dans le cas de l'acier au soufre.

Nous attribuons cette différence à la présence d'arête rapportée dans le cas d'usure moindre. On constate bien sur une micrographie suivant XOZ d'un outil après 13 mn de coupe de l'acier II (*fig. 49*) la présence d'une petite arête rapportée qui recouvre littéralement la partie de l'outil qui, normalement est soumise à l'abrasion par le copeau. On notera également la forme particulière d'outil que nous avons utilisé pour cet essai. Quelques essais préliminaires nous ayant donné la distance approximative de centre du cratère à l'arête de coupe, nous avons meulé la partie située au-delà sur tous les outils devant servir aux essais. Ceci présente en effet l'avantage de faire déboucher le cratère dans le vide (*fig. 50*), évitant ainsi que la réaction du copeau sur le fond du cratère ne vienne modifier la valeur de F_T qu'impose la nouvelle pente d'affûtage de l'outil caractérisé (*fig. 50*). La pente d'affûtage initiale était $\alpha = 0^\circ$.

Nous avons également cherché à nous rendre compte de l'évolution de la température moyenne de l'outil au cours d'un essai de coupe de longue durée. La méthode la plus simple consistait à mesurer la force électromotrice de contact du copeau et de l'outil. Nous avons préféré une méthode plus directe et qui ne concerne que l'outil lui-même. Dans ce but, nous avons construit une tourelle spéciale, qui est décrite au chapitre II, et qui permet de mesurer le rayonnement total d'une surface déterminée de l'outil de façon continue au cours de l'essai. La surface choisie était limitée par un cercle tangent à la pente d'affûtage de l'outil sensiblement au droit du cratère d'usure. Cette position était fixée d'un essai à l'autre par un calage déterminé de l'outil.

La *figure 51* reproduit les résultats obtenus dans les conditions de coupe suivantes :

$V = 35 \text{ m/mn}$

$a = 0,4 \text{ mm}$

$p = 2,6 \text{ mm}$

pente d'affûtage initiale $= 0^\circ$

angle d'attaque $= 45^\circ$ (c'est l'angle entre l'arête de l'outil et l'axe de la pièce).

La comparaison des courbes I et II appelle les constatations suivantes :

1) Pendant la formation du cratère, que nous avons dite « d'usure primaire », on constate que la température de l'outil est bien plus élevée si l'on usine l'acier I. Ce qui indique que, dans ce cas, le travail d'abrasion doit être plus intense.

2) La fin de cette période d'usure primaire est très nettement marquée dans le cas de l'acier I par le changement de forme du copeau (copeau en spirale) avec une brusque chute simultanée de la température de l'outil.

3) La température de l'outil reste sensiblement constante dans les deux cas, quand le cratère a atteint sa forme d'équilibre et le niveau correspondant à l'acier I est plus faible que celui de l'acier II. Ceci est bien cohérent avec la situation que l'on a, au point de vue effort d'avance pour la même période d'usure. En effet, la pente d'affûtage effective de l'outil usé est bien plus grande dans le cas I (le cratère est plus profond) et nous savons maintenant que le travail de déformation W_c diminue quand la pente d'affûtage augmente et que, par conséquent, le nombre de calories évacuées dans l'outil sera plus faible et la température de ce dernier diminuera. Les valeurs des paliers de courbes (*fig. 48 et 51*) traduisent donc de façon logique l'influence d'une addition de soufre sur la profondeur du cratère formé dans un outil usinant un acier à moyen carbone.

4) Le fait que les courbes de températures de l'outil en fonction de la durée de l'essai se coupent doit être relié à nos précédentes observations sur la température d'inversion en fonction de la pente d'affûtage et de l'avance. Nous avons vu en effet qu'il existait une relation entre l'avance A et la pente α pour lesquelles la température Θ_2 était la même dans l'acier I et dans l'acier II.

Au cours d'un essai prolongé comme ceux que nous venons de décrire, l'avance reste évidemment constante, mais la pente d'affûtage varie avec l'usure de l'outil et le point représentant à chaque instant les conditions réelles de la coupe se déplace sur une horizontale de la *figure 41*. Le point de rencontre de cette horizontale et de la droite A (α) définit les conditions où la température Θ_2 (II) sera égale à Θ_2 (I). Il en sera de même de la température de l'outil et l'expérience montre que pour les conditions de coupe adoptées ici, à titre d'exemple, l'inversion se produit au bout de 16 mn de coupe.

**

En conclusion, nous sommes parvenus à une idée du mécanisme par lequel une addition de soufre influait sur l'usinabilité de l'acier qui est assez différente de celle que propose E. Merchant.

Une teneur élevée en soufre « fragilise », par un mécanisme que nous avons essayé de décrire, la zone de frottement du copeau sur l'outil, formant entre les deux une arête rapportée de dimension non négligeable, même aux grandes vitesses, ce qui a pour effet de protéger l'outil de l'abrasion par le copeau, de diminuer la puissance consommée, et de produire des copeaux courts, à faible rayon de courbure et faciles à évacuer. Nous avons également discuté la possibilité d'apprécier et de suivre l'évolution quantitative de l'usure des outils en acier rapide, du moins quand elle se présente de façon normale (usure en forme de cratère) en suivant d'une part la variation de l'effort d'avance, d'autre part l'indication de la température de l'outil, au moyen du dispositif que nous avons construit. Cette seconde méthode en particulier paraît être intéressante pour l'étude des problèmes d'usure de l'outil que nous n'avons fait qu'aborder. On voudra bien remarquer à ce sujet que ces problèmes, si importants soient-ils, sortaient du cadre que nous nous étions fixé : l'étude de la formation du copeau d'usinage.

**

BIBLIOGRAPHIE

- [1] E.K. Henriksen. *Trans. ASME*, mai 1951, p. 461.
 - [2] E.H. Lee et B.W. Shaffer. *J. of Applied Mechanics*, vol. 18, n° 4, p. 405.
 - [3] A. Portevin et P. Bastien. *Revue de Métallurgie*, 1941, 38, p. 165.
 - [4] F.R.N. Nabarro. *Report of a conference on the strenght of solids* - Bristol 1947 (London : the Physical Society).
 - [5] C. Zener. Micromechanism of fracture. *Fracturing of Metals publié par l'ASM* (Cleveland) Ohio, p. 3, 31.
 - [6] T.A. Read, H. Marcus, J.M. Caughey. *Fracturing of Metals publié par l'ASM* (Cleveland) Ohio, p. 228-243.
 - [7] F. Eugène. Etude n° 71-15 note n° 3 du LCA, 18 octobre 1951.
 - [8] P. Bastien. M. Weisz. *Revue de Métallurgie*, février 1954, n° 2, p. 73-84.
 - [9] P. Bastien, M. Weisz. *Annales du C.I.R.P.*, 1955. (publié par *Microtecnic*).
-

TABLEAU I

Etat	n	V' m/mn	θ'_2 °C	θ_m °C	θ''_{21} °C	θ''_{22} °C	V'' m/mn
A	0,12	7	260	300-310	365	530	20
B	0,25	8	230	350-450	490	540	15
C	0,05	3	175	280-290	325	520	43

TABLEAU II

$$\mu' = \mu_I - \mu_{II}$$

$$W' = W_{FI} - W_{FII}$$

Différence entre les coefficients de frottement $\mu' = \mu_I - \mu_{II}$
et les énergies de frottement $W'_F = W_{FI} - W_{FII}$

Avance en mm	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	Avance en mm	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	Pente d'affûta- ge degrés	Traite- ment
μ'	0,356	0,210	0,351	0,318	0,145	W'_F (kg/mm ²)	21,5	10	12	21		0°	recuit
μ'	0,06	0,00	0,00	0,237		W'_F	13	0,75	1,15	15	2	+ 20°	»
μ'	0,4	0,15	0,38			W'_F						0°	normalisé
μ'	0,06	0,136	0,243	0,228		W'_F	11	16	34	3		+ 20°	»
μ'	0,104	0,114	0,146			W'_F	2,5	3,5	5			+ 40°	»

TABLEAU III

Valeurs comparées des contraintes de cisaillement d'aciers avec et sans soufre.

Etat recuit $\alpha = + 0^\circ$

α (mm)	0,1	0,3	0, 4
k_I (kg/mm ²)	57	49	53
k_{II}	62	53	52

 $\alpha = + 20^\circ$

α (mm)	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
k_I (kg/mm ²)	60	60	52	51	49
k_{II}	62	59	57	52	52

Etat normalisé $\alpha = + 20^\circ$

α (mm)	0,105	0,21	0,32	0,42
k_I (kg/mm ²)	70	61,5	62	60
k_{II}	63	57	49	53

 $\alpha = + 40^\circ$

α (mm)	0,1	0,21	0,35
k_I (kg/mm ²)	65	62	59
k_{II}	65	59,5	57

TABLEAU IV

Valeurs de γ' % en fonction des conditions des essais de torsion dynamiques.

Etat	$\gamma' \% = \frac{\gamma_{cI} - \gamma_{cII}}{\gamma_{cII}} \times 100$	Vitesse	Longueur initiale	Ecroûissage initial Observations
	σ_c	t/mn	mm	
Normalisé	8,7	50	1	Néant
»	23	50	0,5	»
»	27,5	100	0,5	»
»	20	50	$\sim 0,01$	»
»	15	100	$\sim 0,01$	»
Recuit	18	60	1	5 σ_c
»	27	30	1	Néant
»	15	60	1	»
»	15,6	120	1	»
»	19,4	30	0,5	»
»	11,8	60	0,5	»
»	17	90	0,5	»
»	14,7	120	0,5	»
»	15,4	90	$\sim 0,01$	»
»	46	120	$\sim 0,01$	»
»	28,5	60	1	35 σ_c
»	52	60	1	62 σ_c
»	114	60	0,5	70 σ_c
»	52,4	120	$\sim 0,01$	35 σ_c
»	30	60	$\sim 0,01$	35 σ_c

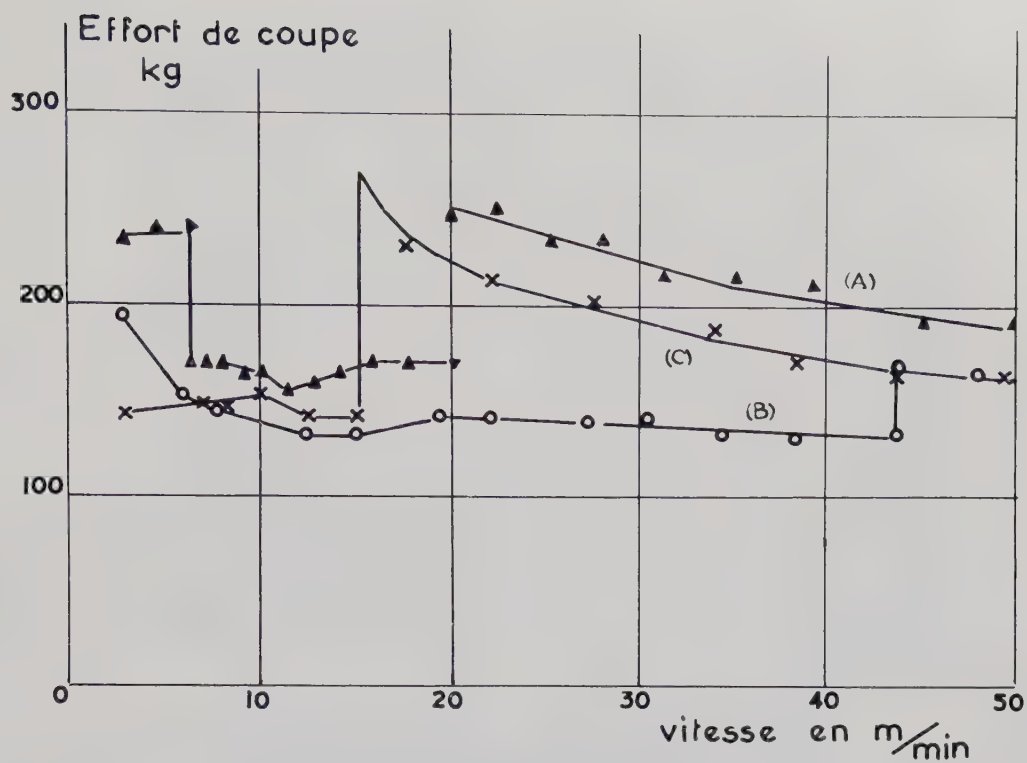
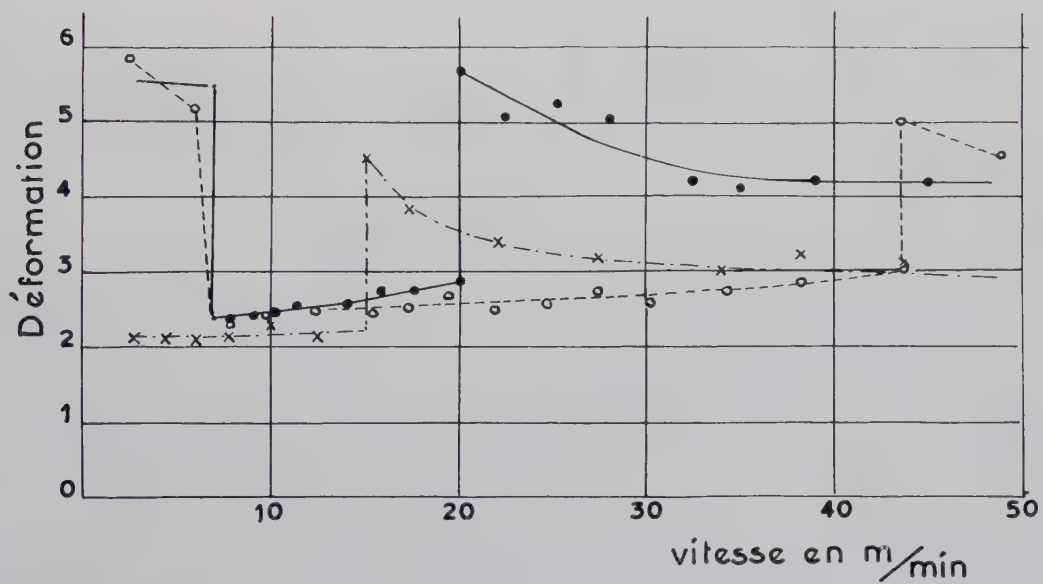


Fig. 1. — Aciers repérés A B C
 $p = 3 \text{ mm}$; $a = 0,2 \text{ mm}$; outil rapide ; $\alpha = 0^\circ$



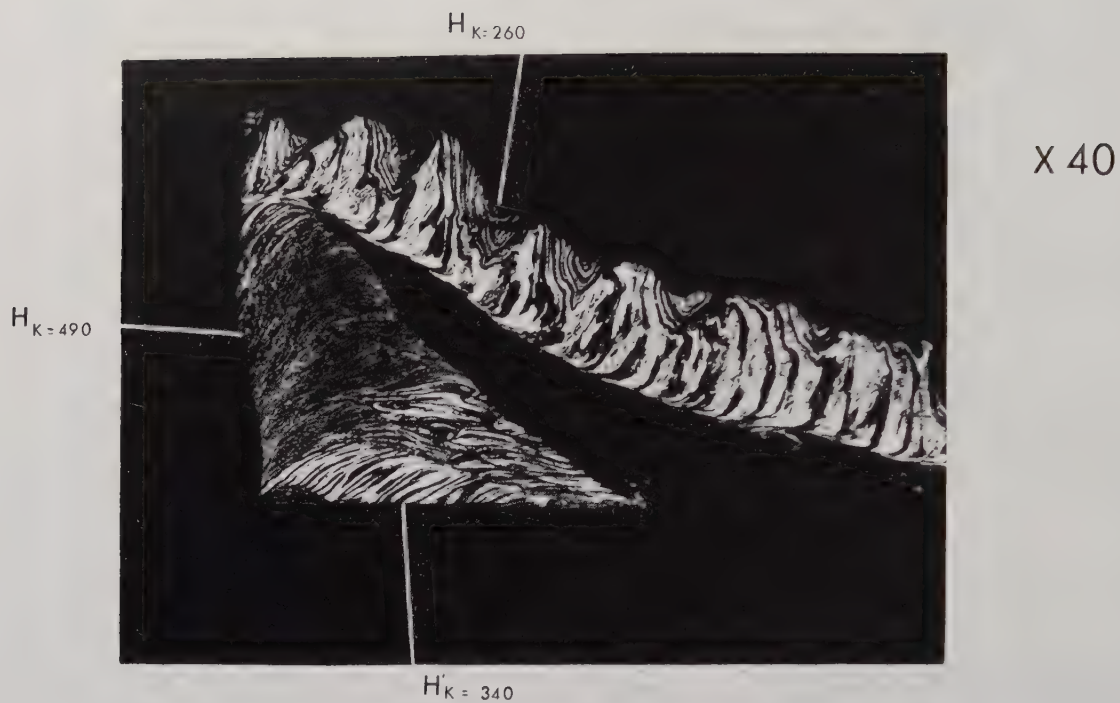


Fig. 3. — Arête rapportée et copeau y adhérent (acier B)

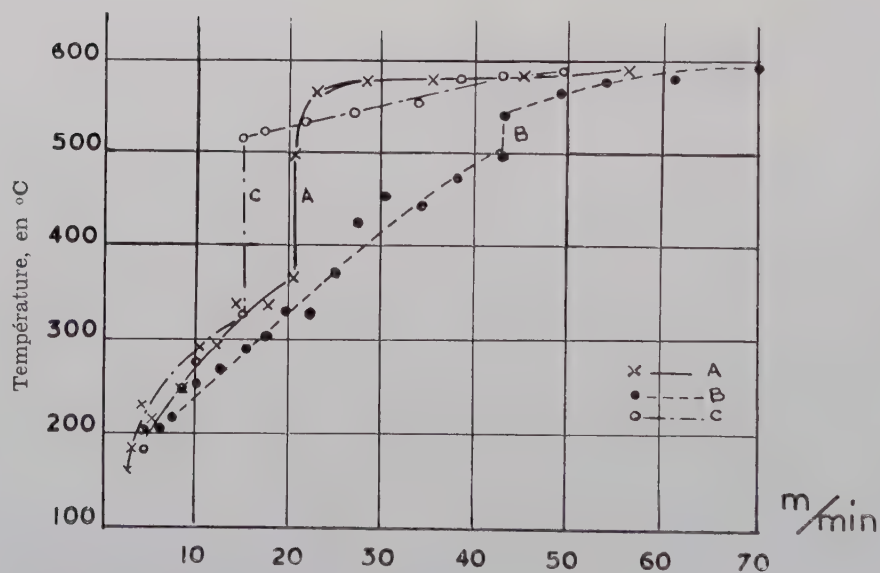


Fig. 4. — Température de coupe en fonction de la vitesse.

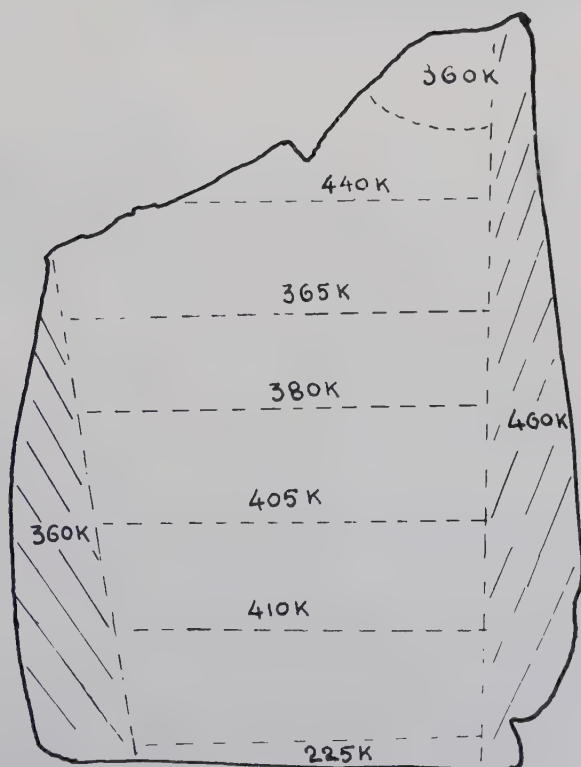
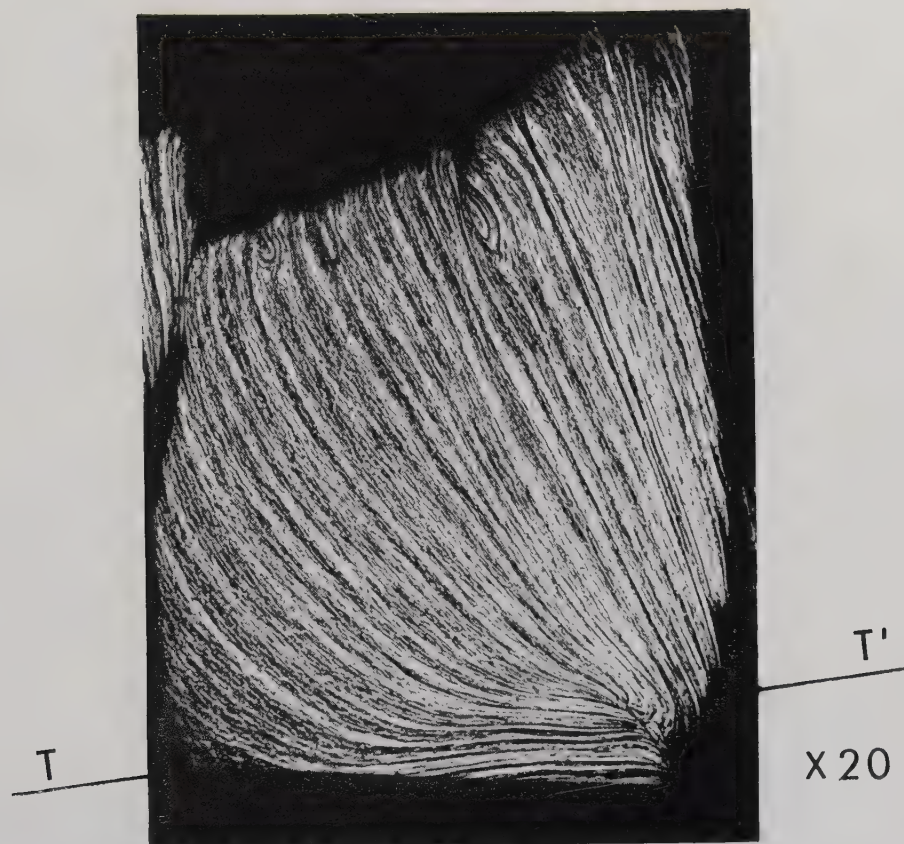


Fig. 5. — Copeau discontinu A.
Carte de dureté



× 20

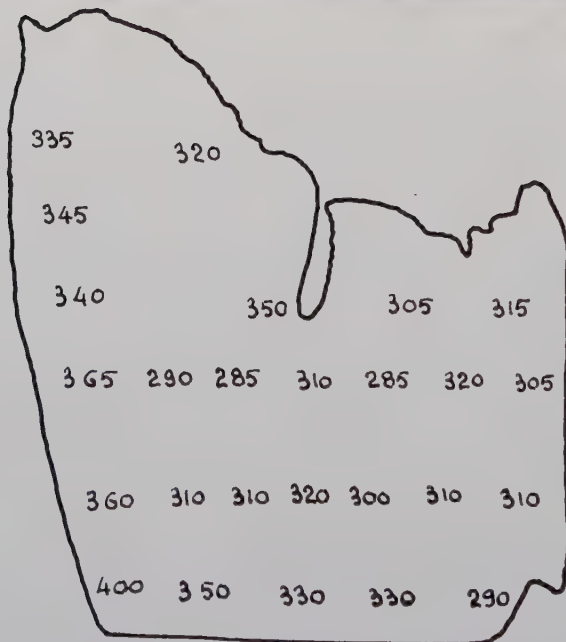
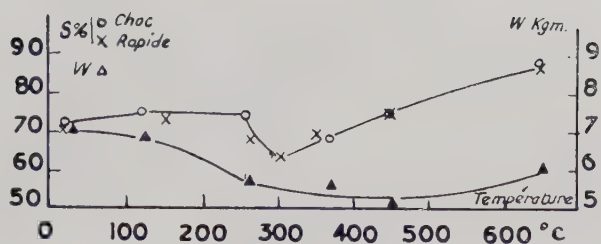
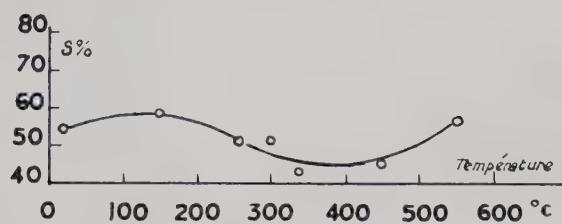


Fig. 5 bis. — Copeau discontinu B. Carte de dureté



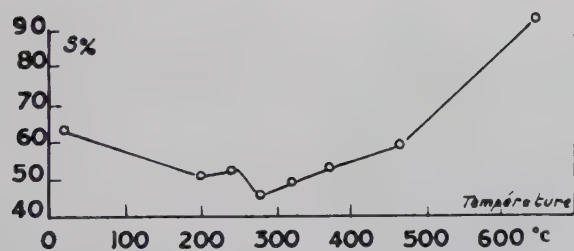
essai: A

Fig. 6



essai: B

Fig. 7



essai: C

Fig. 8

Fig. 6 à 8. — Relation entre la striction S et la température de l'essai.

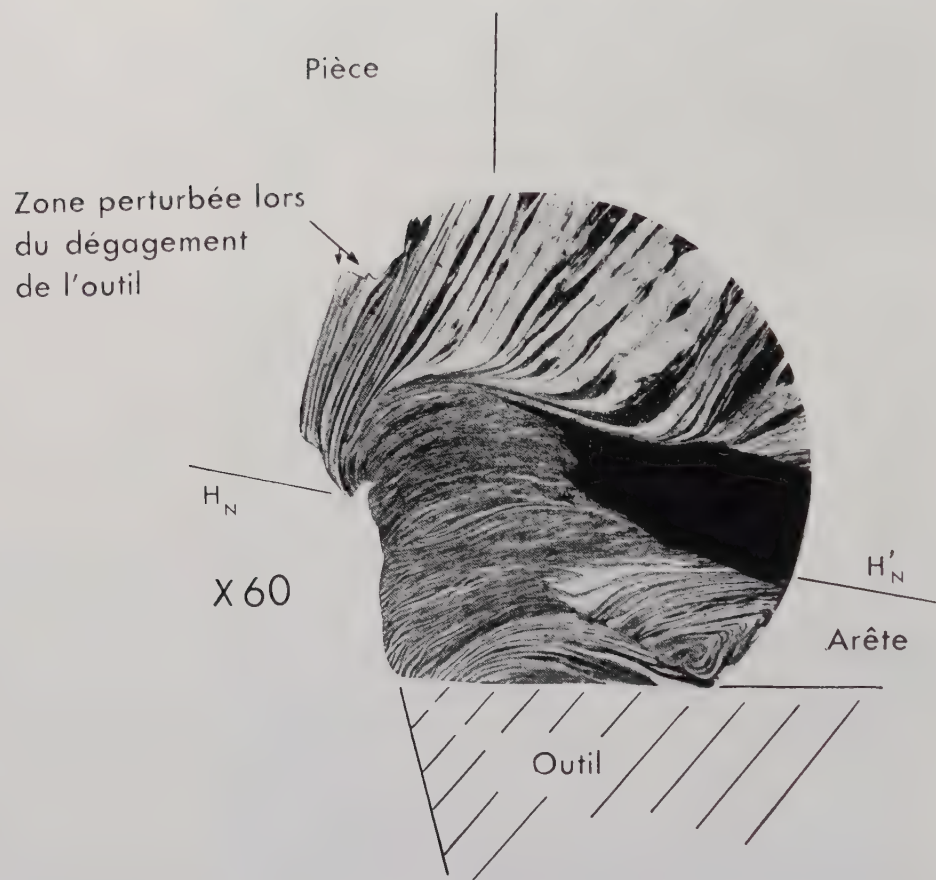


Fig. 9 a

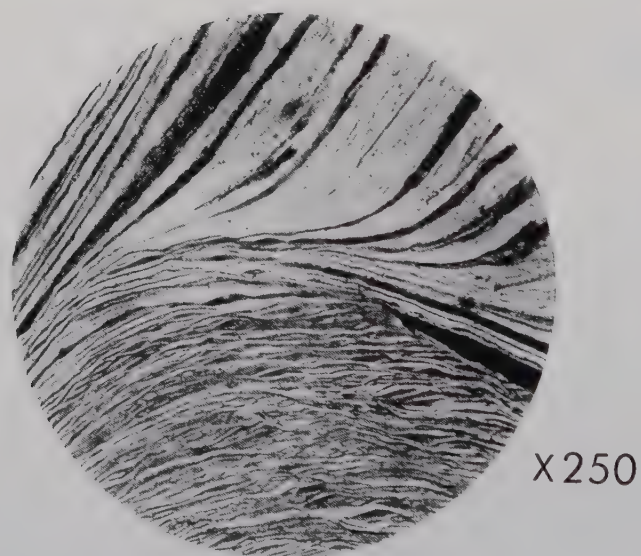
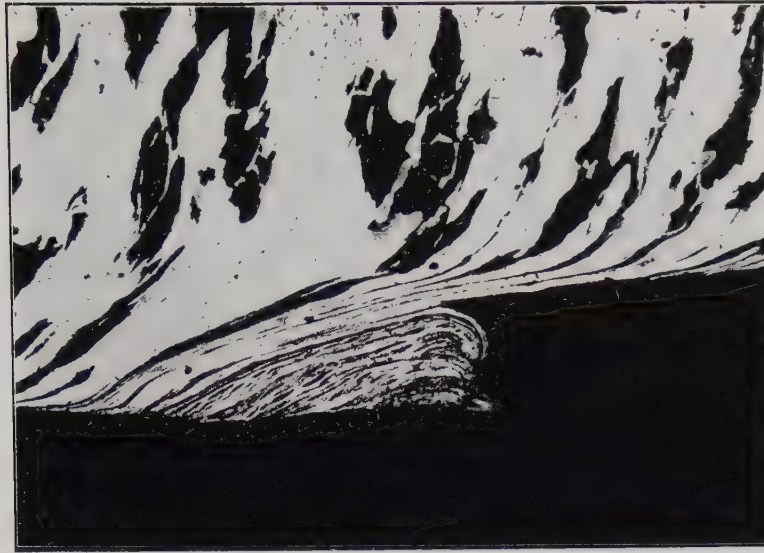


Fig. 9 b



Déplacement



Portion d'arête
abrasée
← par le copeau

× 120

B10

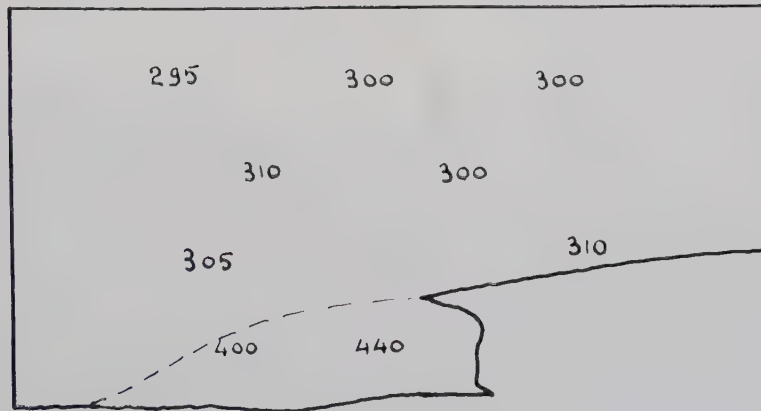


Fig. 10. — Micrographie d'une portion d'arête abrasée par un copeau. Carte de dureté

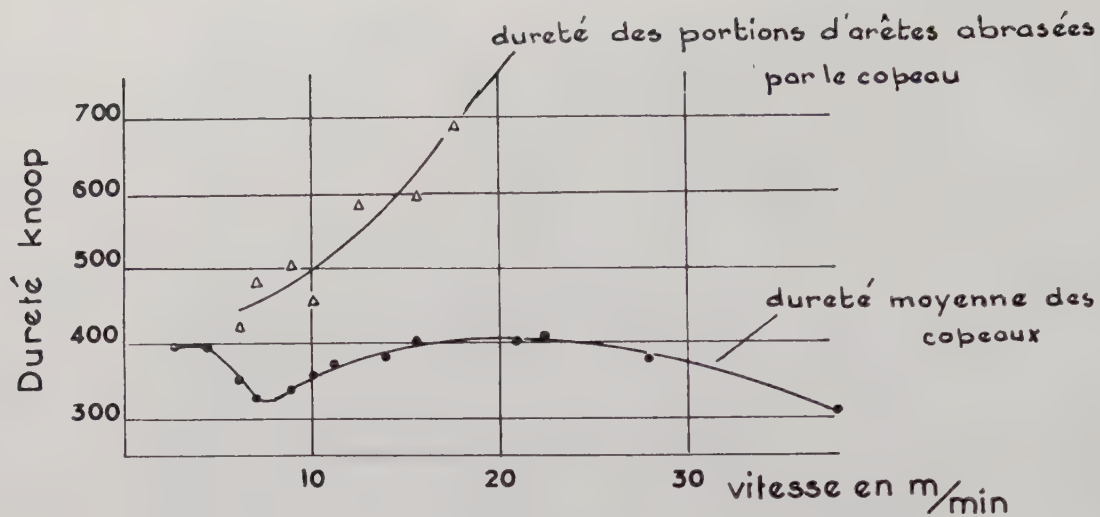


Fig. 10 bis

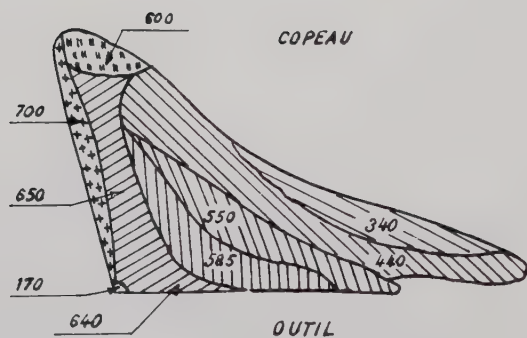


Fig. 11. — Exemple de répartition de la microdureté dans une arête rapportée obtenue au cours de l'usinage de l'acier repéré A

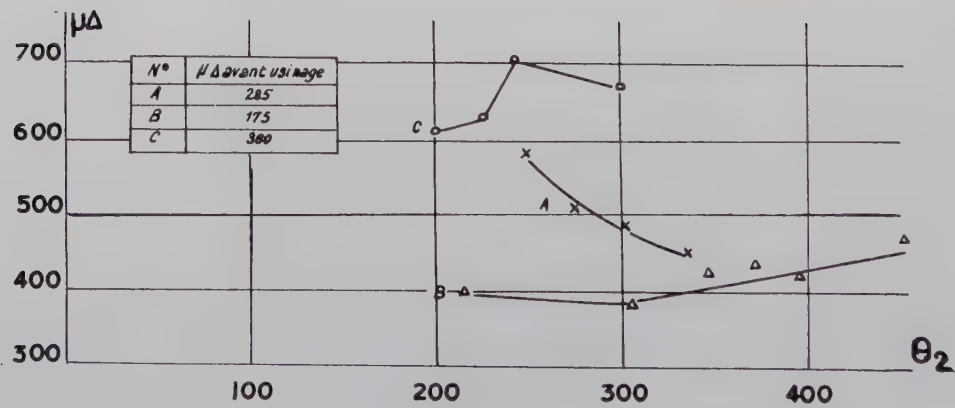


Fig. 12. — Variation de la microdureté moyenne de l'arête rapportée en fonction de la température de coupe θ_2

Fig. 13

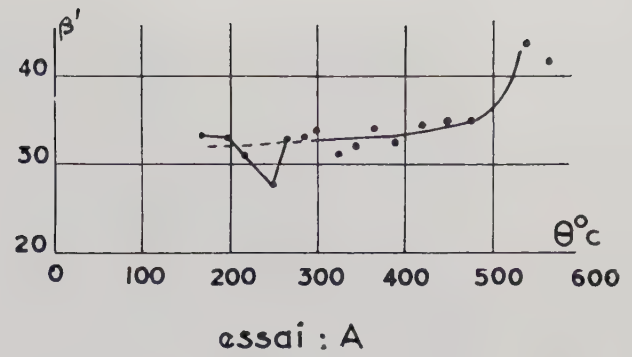


Fig. 14

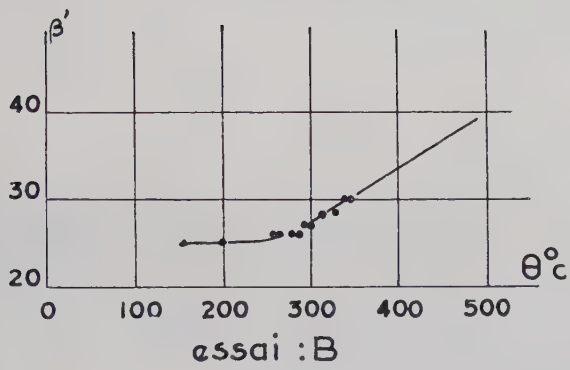


Fig. 15

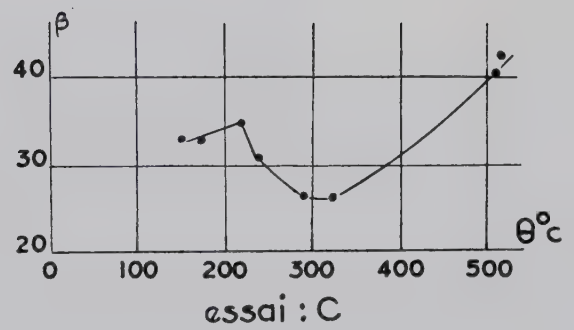
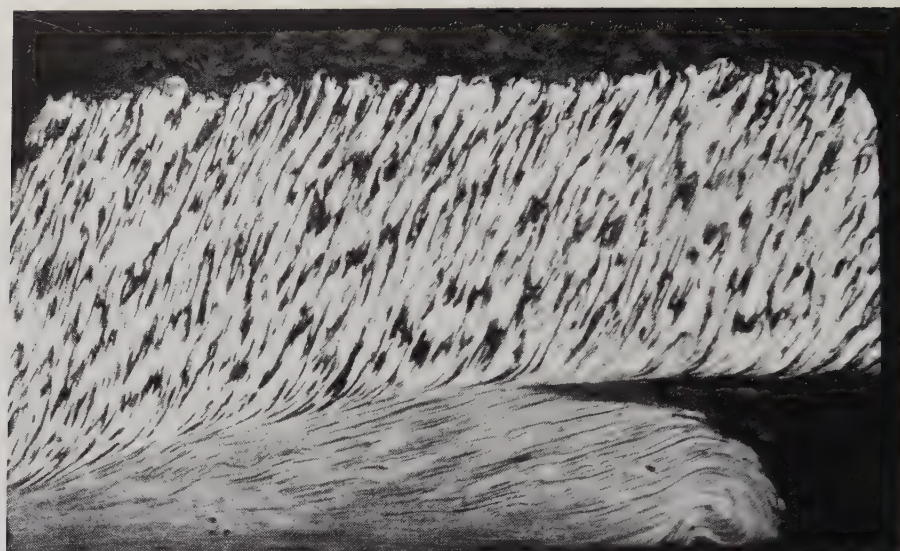


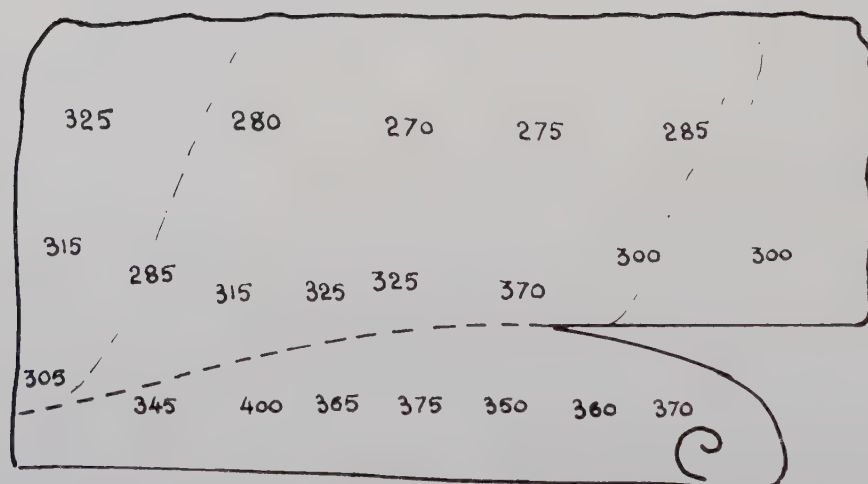
Fig. 13 à 15. — Variation de β' en fonction de la température θ_2 .



a

X 60

b



B15

Fig. 16 a. — Micrographie d'un copeau de transition B. Carte de dureté

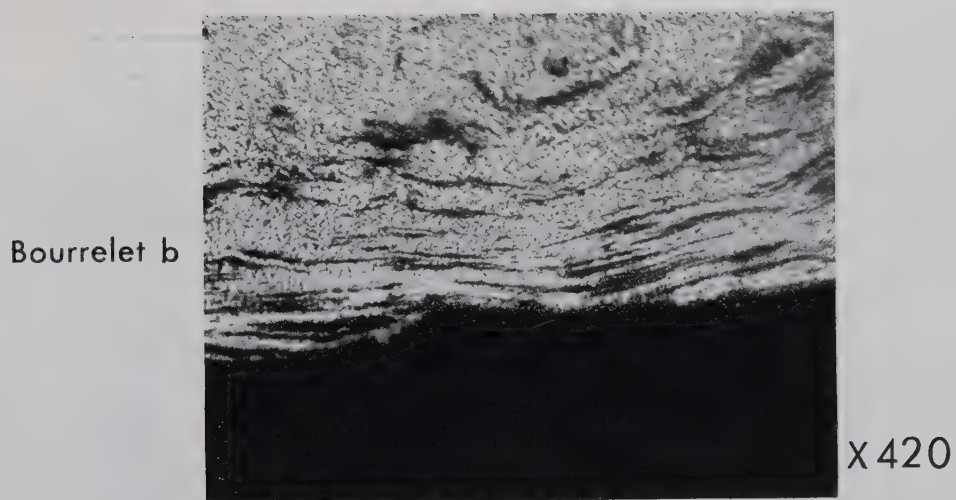
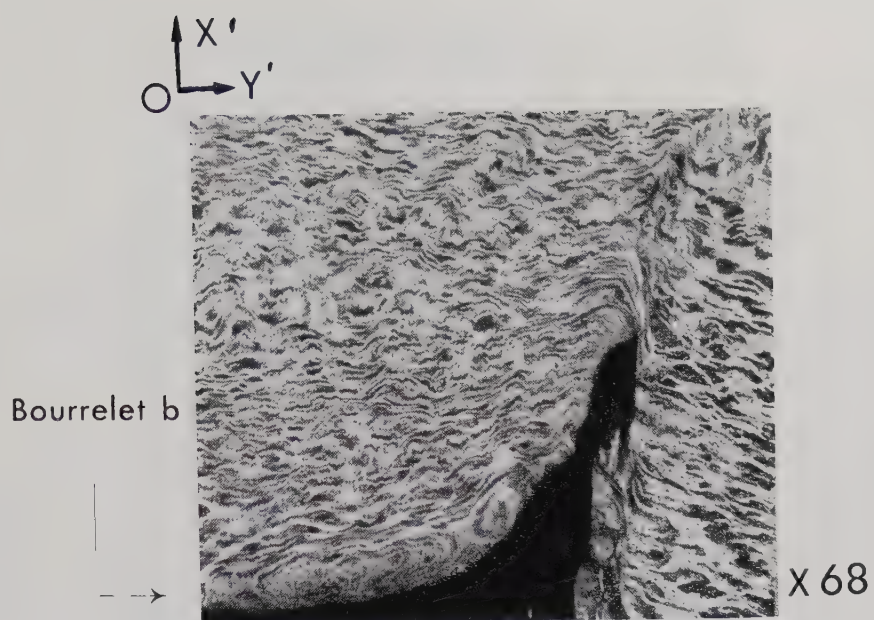


Fig. 16 b



x 24
 Alliage repère A
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $V \approx 20 \text{ m/mn}$

Fig. 17. — Copeau de transition A

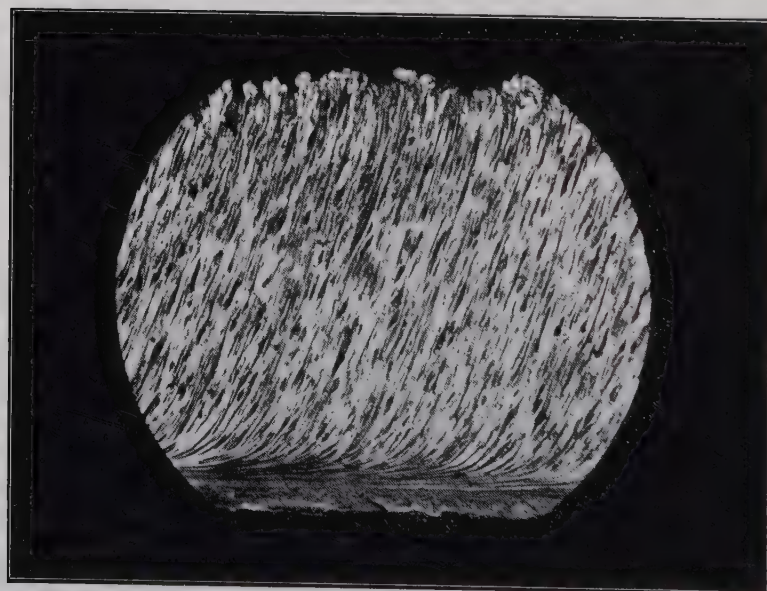


Fig. 18. — Copeau continu

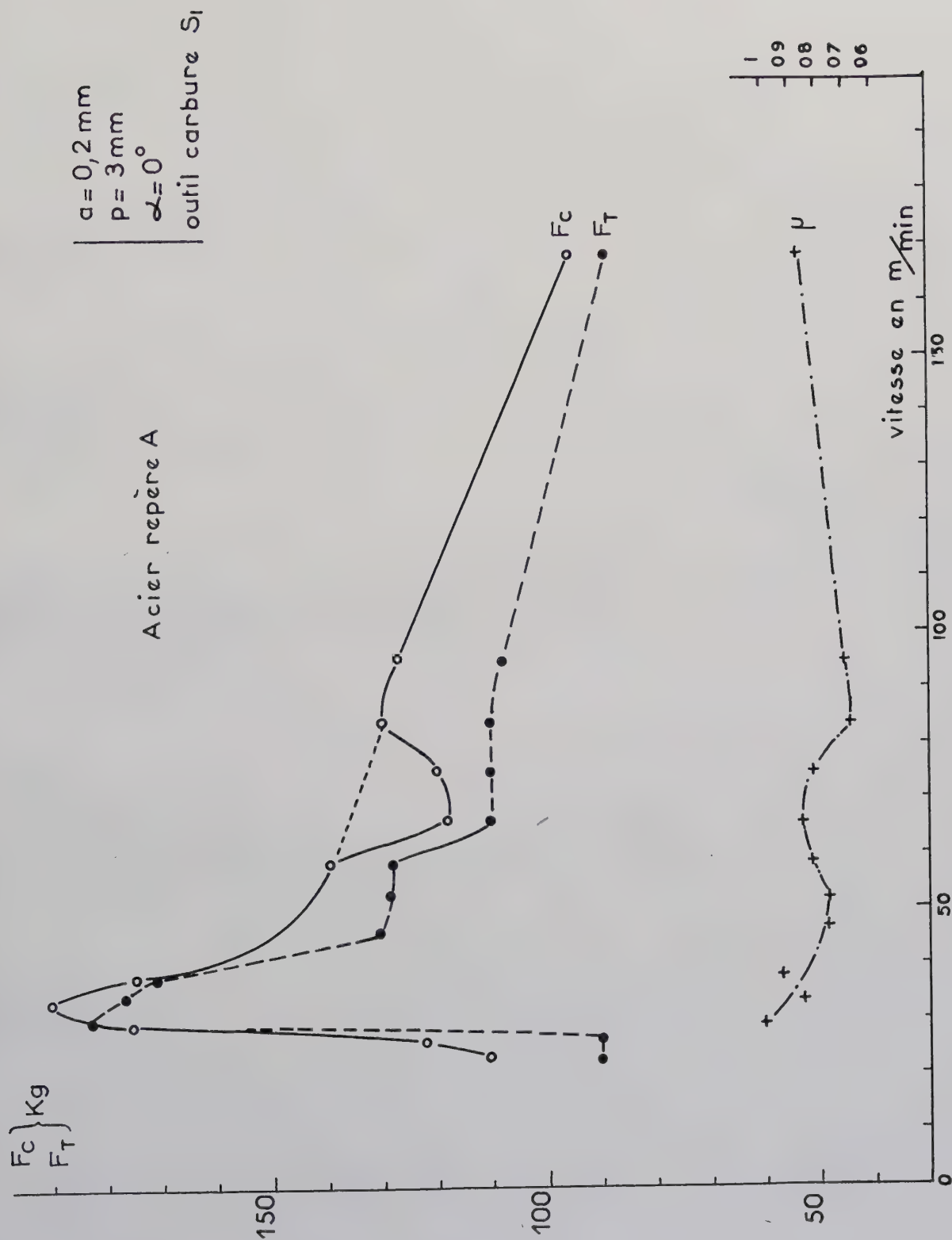


Fig. 19. — Variation des efforts de coupe et du coefficient de frottement sur l'outil en fonction de la vitesse de coupe dans les conditions indiquées

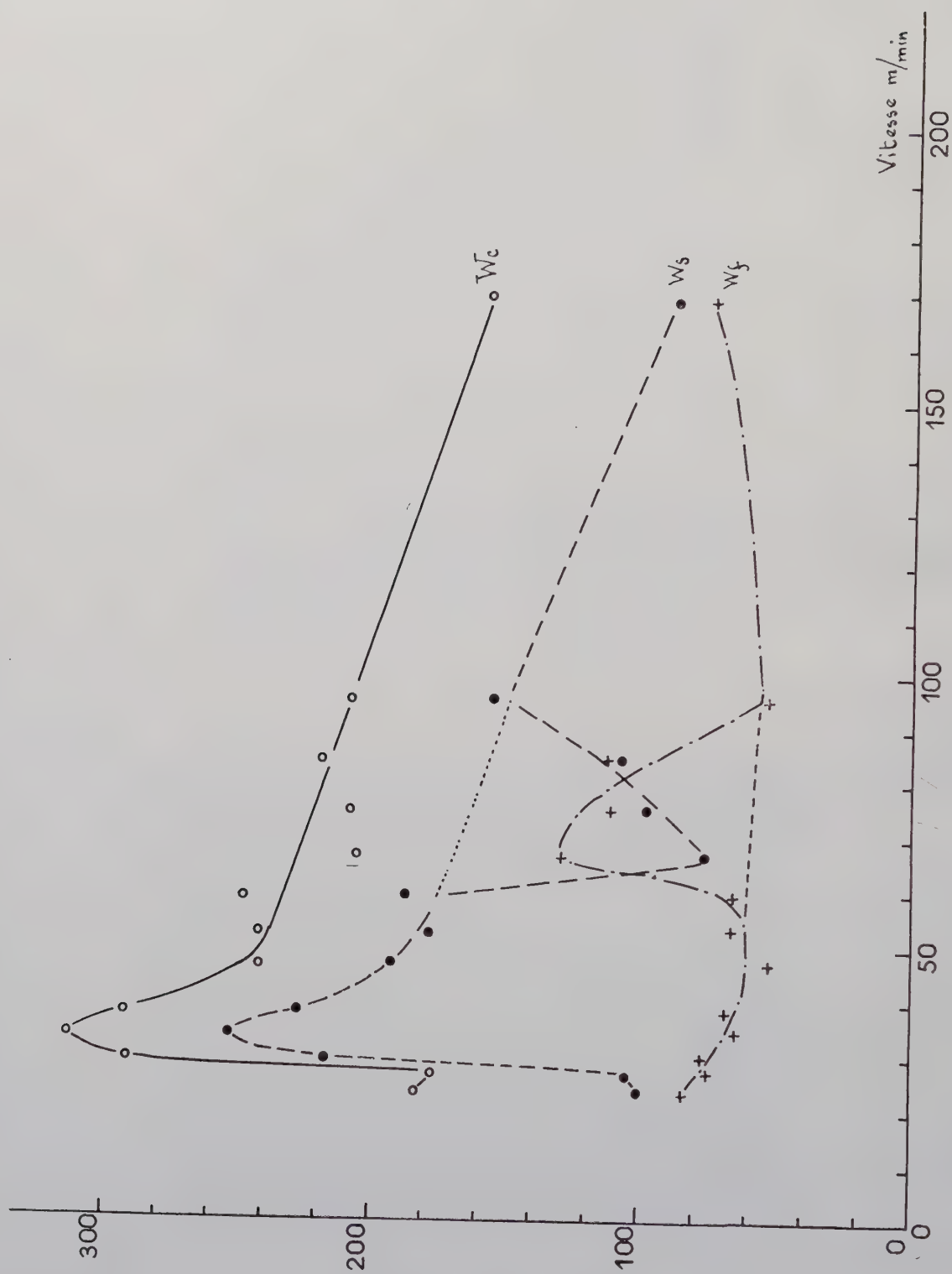


Fig. 20. — Variation des énergies de coupe en fonction de la vitesse (acier repère A)

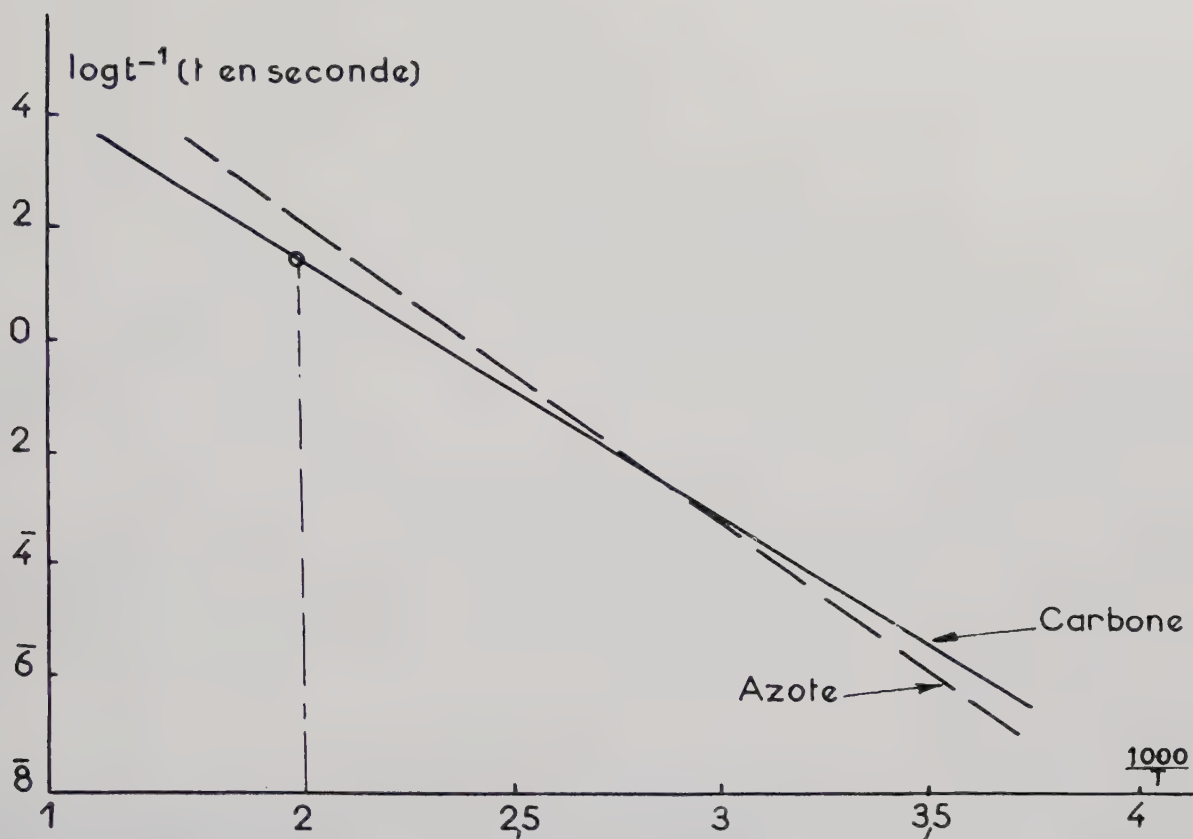


Fig. 21. — D'après Nabarro

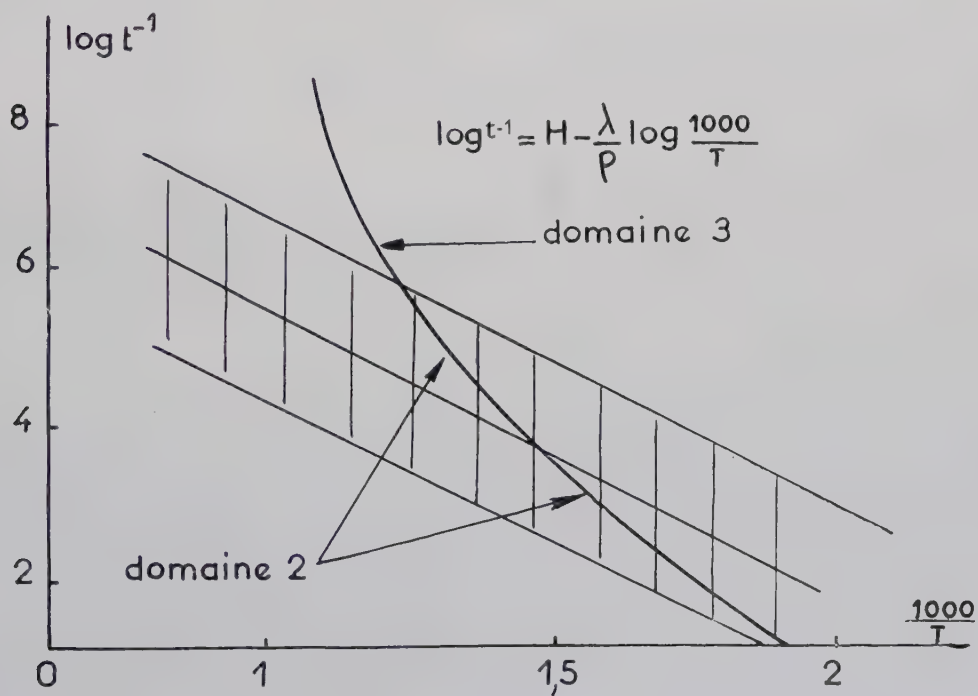


Fig. 22

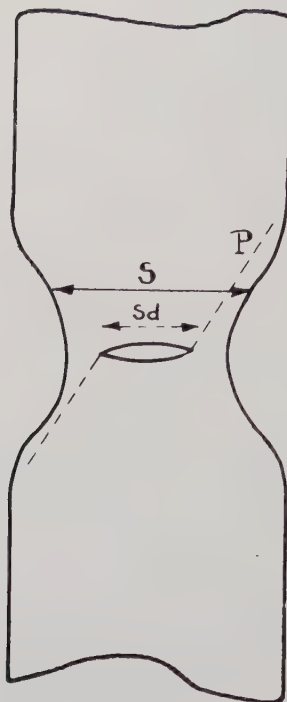


Fig. 23. — Schéma de rupture en coupelle
d'après C. ZENER

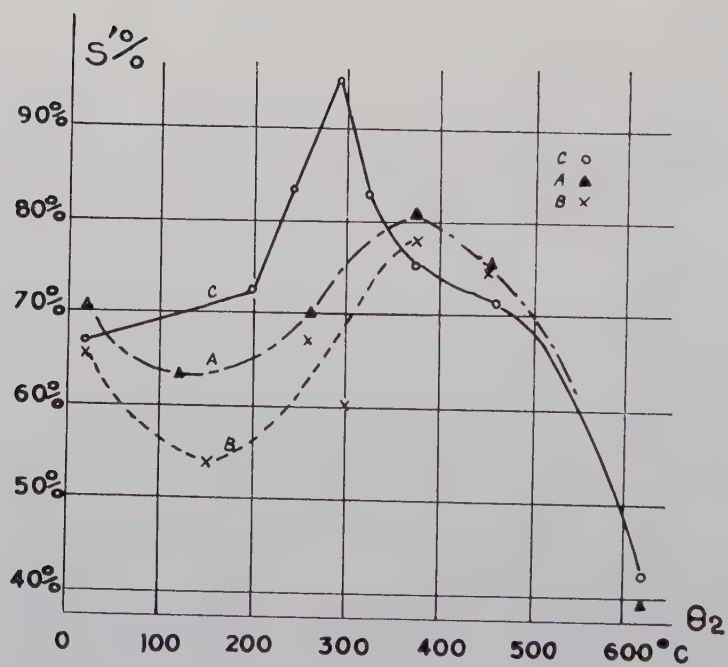


Fig. 24

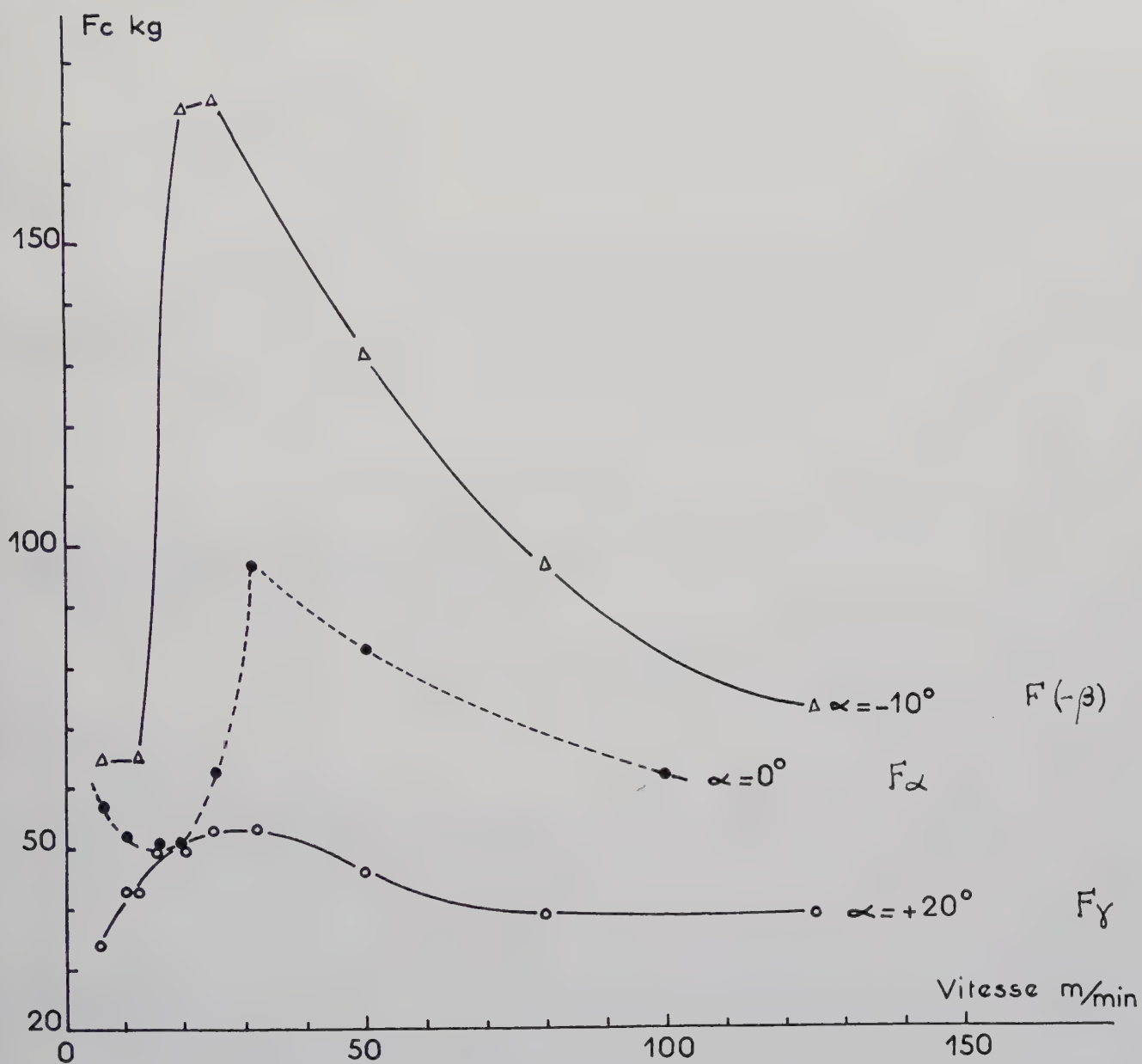


Fig. 25. — Effort de coupe en fonction de la vitesse dans le cas de l'aluminium 5 % Mg pour différentes pentes d'affûtage

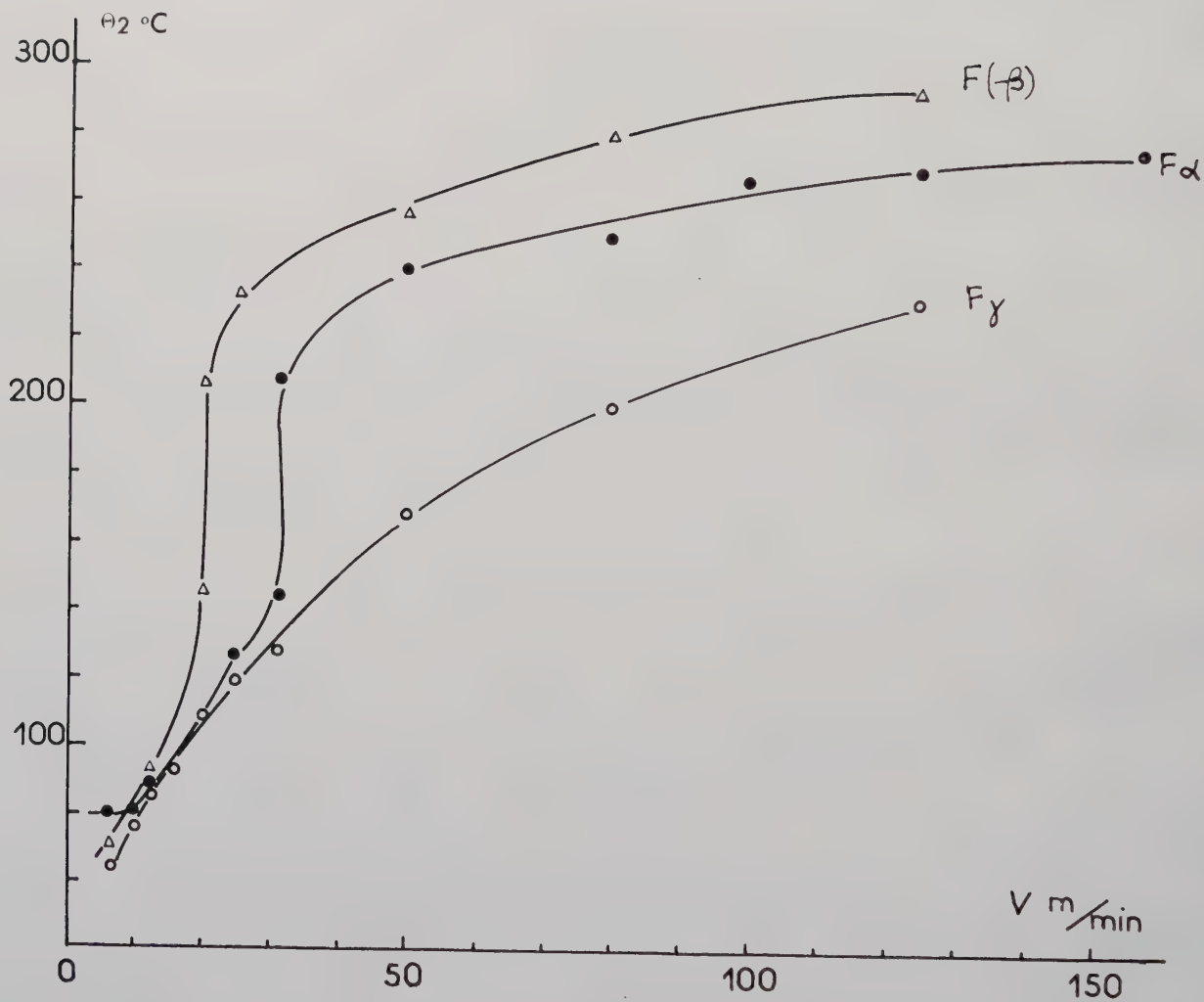


Fig. 26. — Température en fonction de la vitesse de coupe dans le cas de l'aluminium (5 % de magnésium) pour différentes pentes d'affûtage

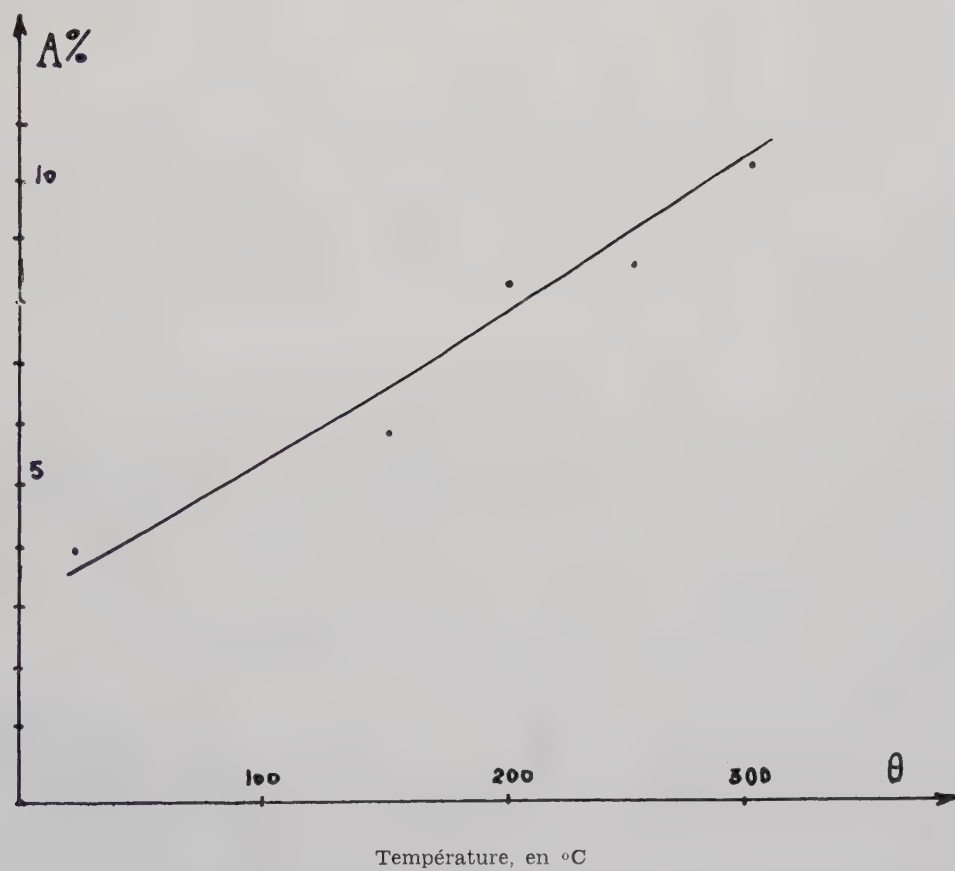
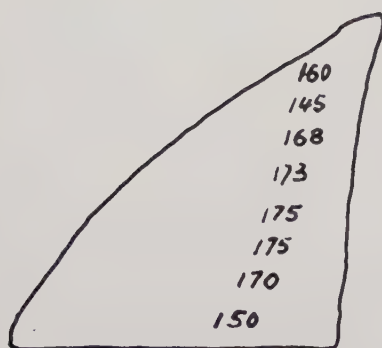
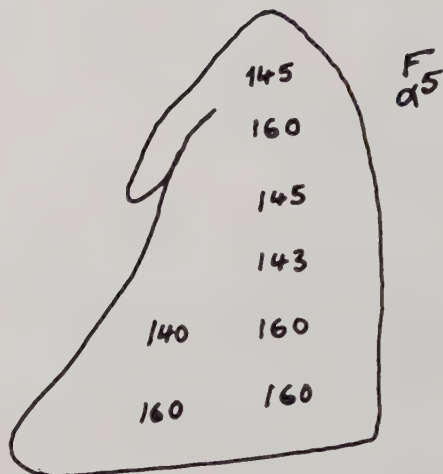


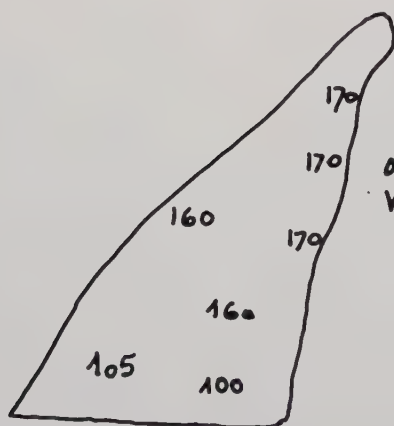
Fig. 27. — Variation de l'allongement: A % - température
Alliage aluminium 5 % magnésium



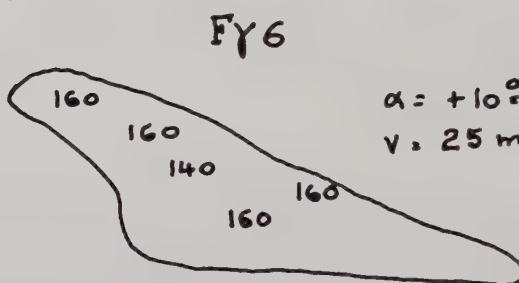
$F_{\alpha 1}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $V = 6,3 \text{ m/mn}$



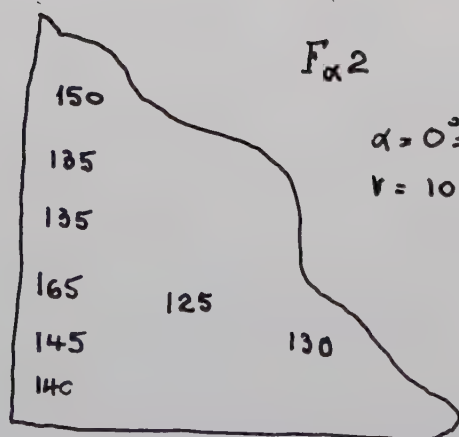
$F_{\alpha 5}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $V = 20 \text{ m/mn}$



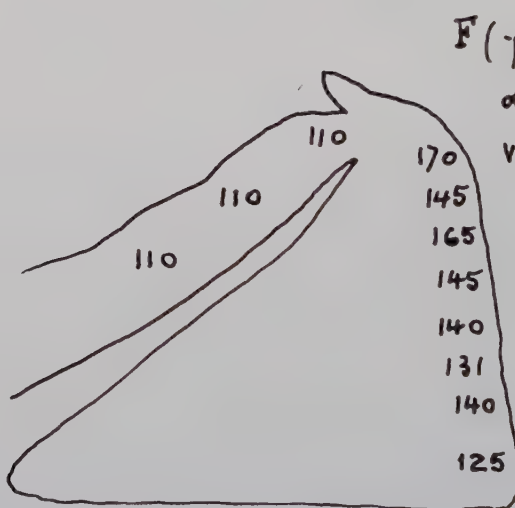
$F_{\alpha 4}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $V = 15,7 \text{ m/mn}$



$F_{\gamma 6}$
 $\alpha = +10^\circ$
 $V = 25 \text{ m/mn}$



$F_{\alpha 2}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $V = 10 \text{ m/mn}$

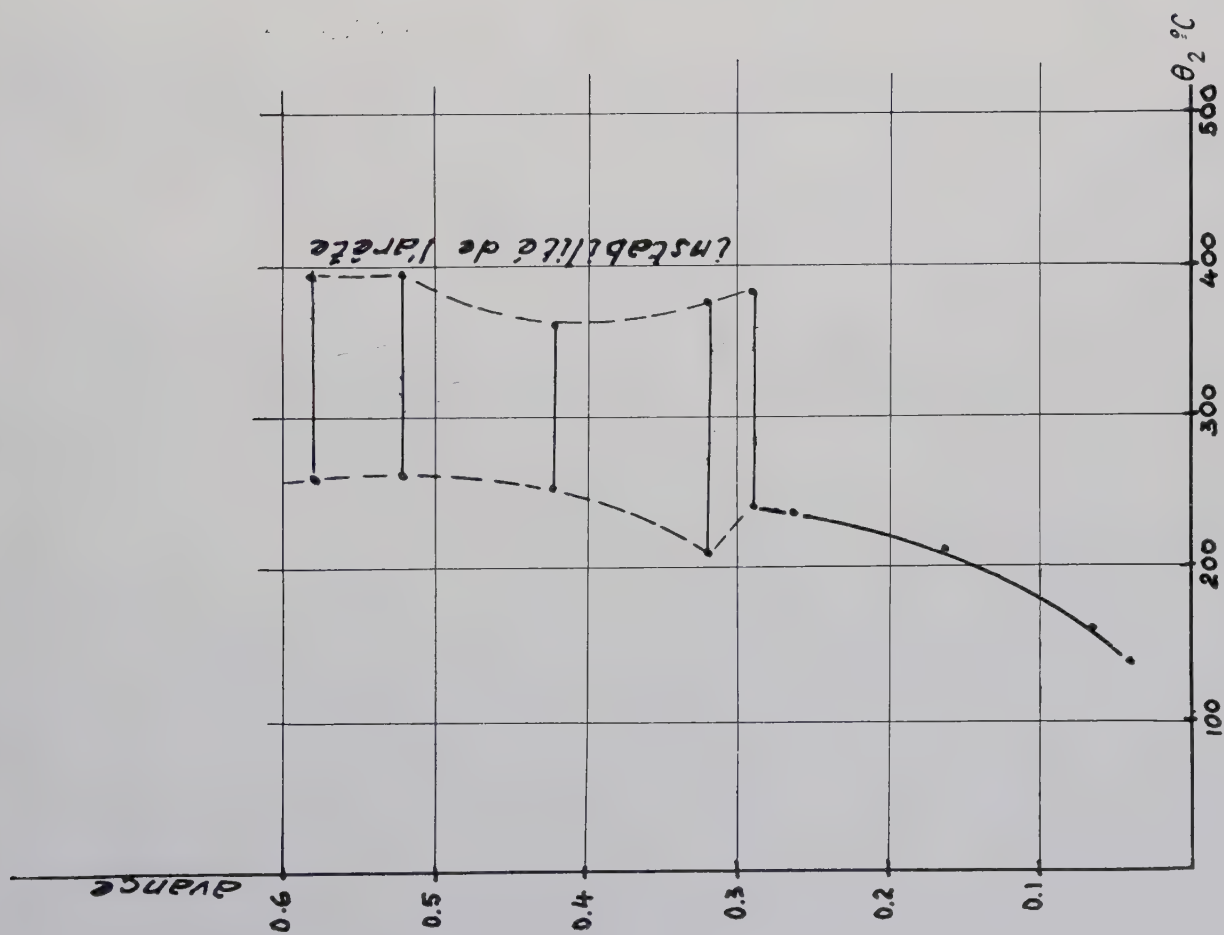


$F_{(-\beta) 1}$
 $\alpha = -10^\circ$
 $V = 6,3 \text{ m/mn}$

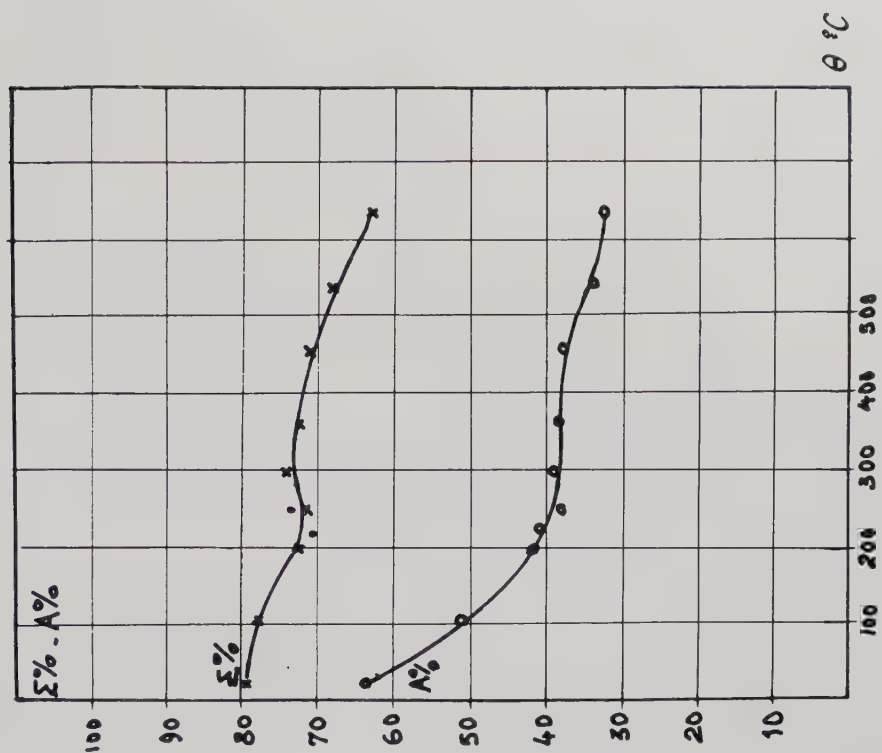
Fig. 28. — Exemples de répartition de microdureté dans les arêtes rapportées d'alliages léger F obtenues dans différentes conditions

a : 0,2 mm

p : 2 mm



Austénite 18/10 à bas carbone. Température θ_2 en fonction de l'avance pour une vitesse de coupe de 3 m/mn



Variation de A % et Σ % en fonction de la température (Alliage L)

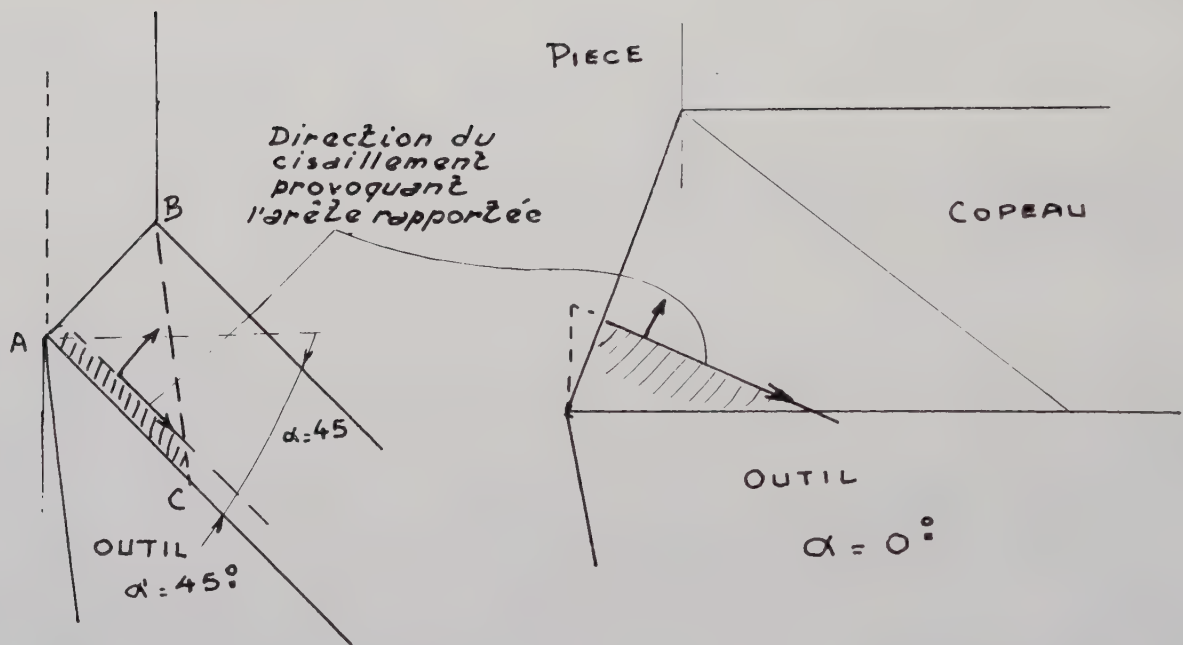


Fig. 30. — Schéma de l'influence de la pente d'affûtage sur la tendance à la formation de l'arête rapportée

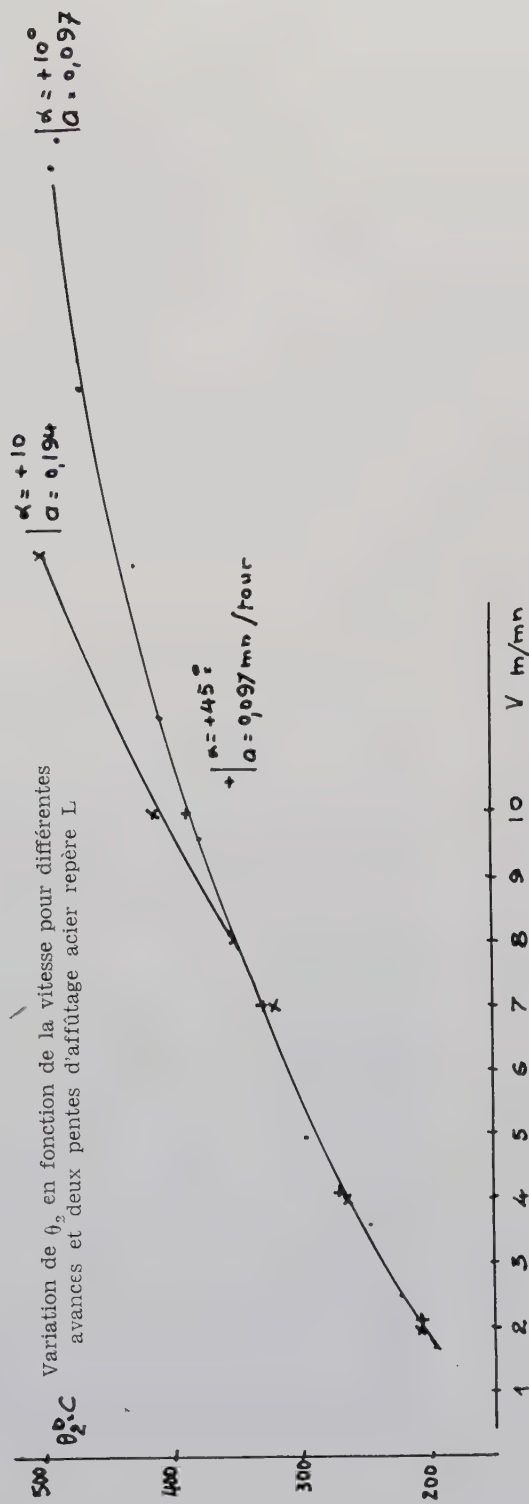
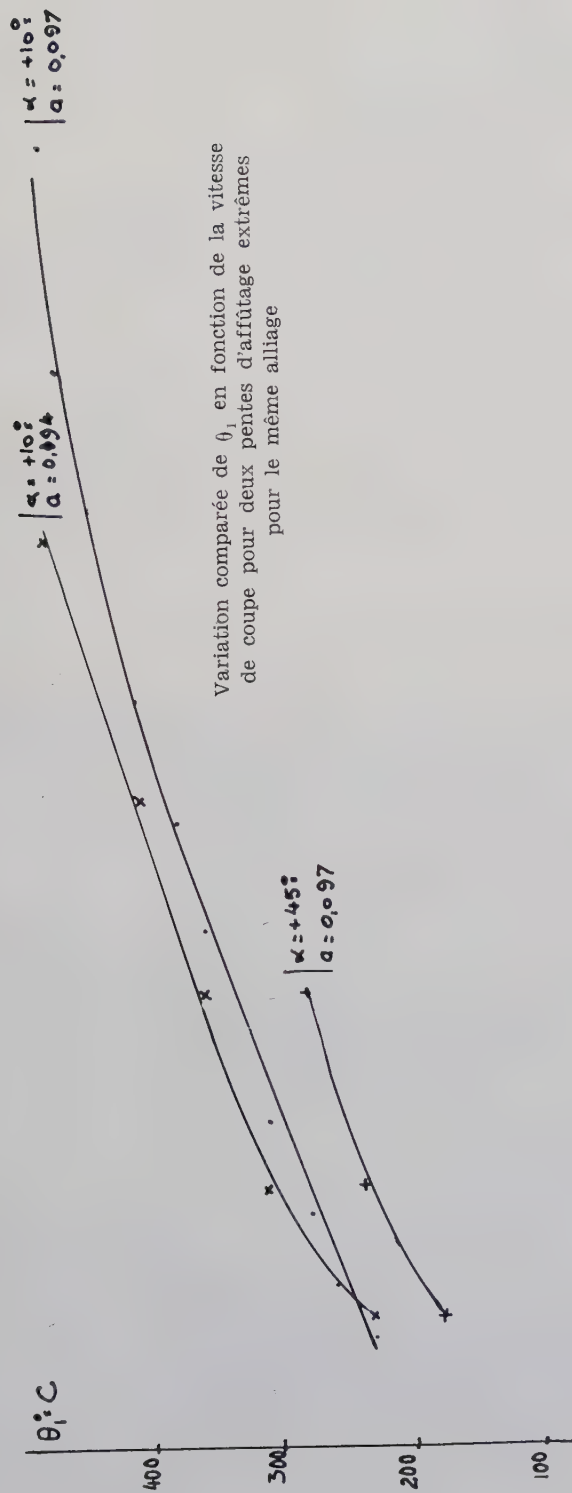


Fig. 31

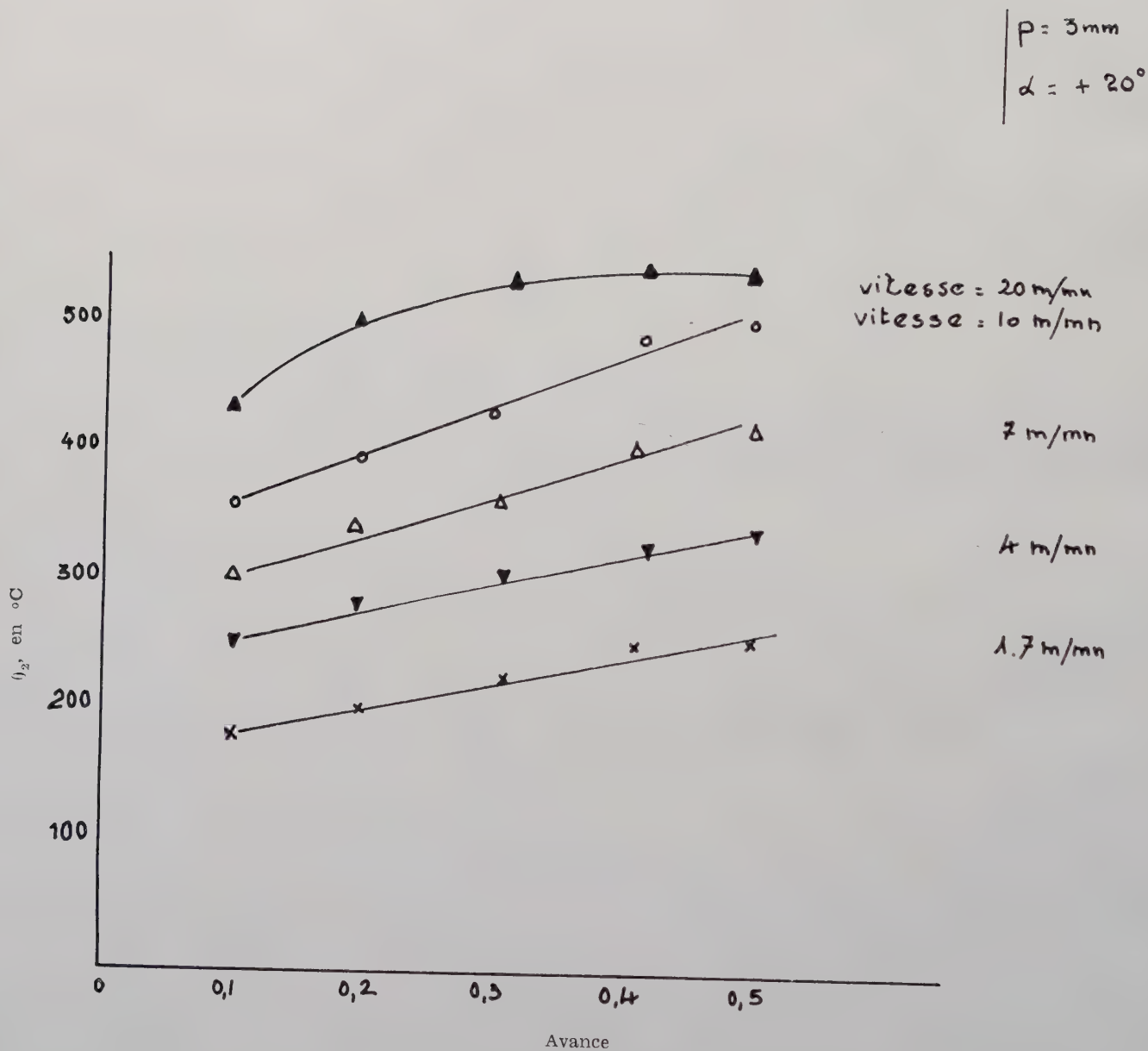
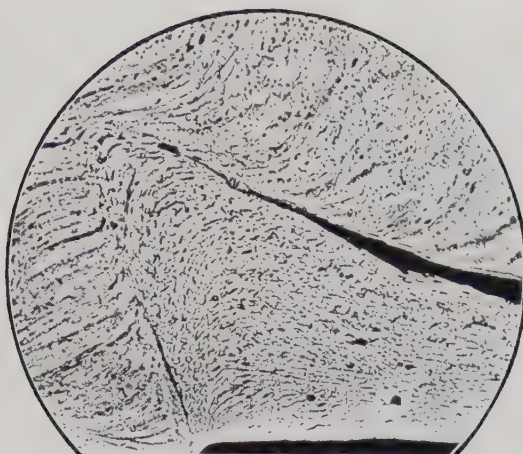


Fig. 31 bis. — Variation de la température θ_2 en fonction de l'avance pour différentes vitesses. Alliage repéré L



× 150

Fig. 32. — Alliagl L - Micrographie d'une arête éliminée
par un copeau discontinu en formation

$V = 3 \text{ m/mn}$

$\alpha = 0^\circ$

$a = 0,29 \text{ mm}$

$p = 3 \text{ mm}$



× 40

Fig. 32 bis. — Arête rapportée - Alliage L



Fig. 33. — Alliage L

$V = 4 \text{ m/mn}$ Passage du
 $\alpha = 0^\circ$ copeau II
 $a = 0.29 \text{ mm}$ au copeau I

$\times 20$

Fig. 34. — Alliage L

$V = 3 \text{ m/mn}$
 $\alpha = 0^\circ$
 $a = 0.32 \text{ mm}$



$\times 17 \frac{1}{2}$

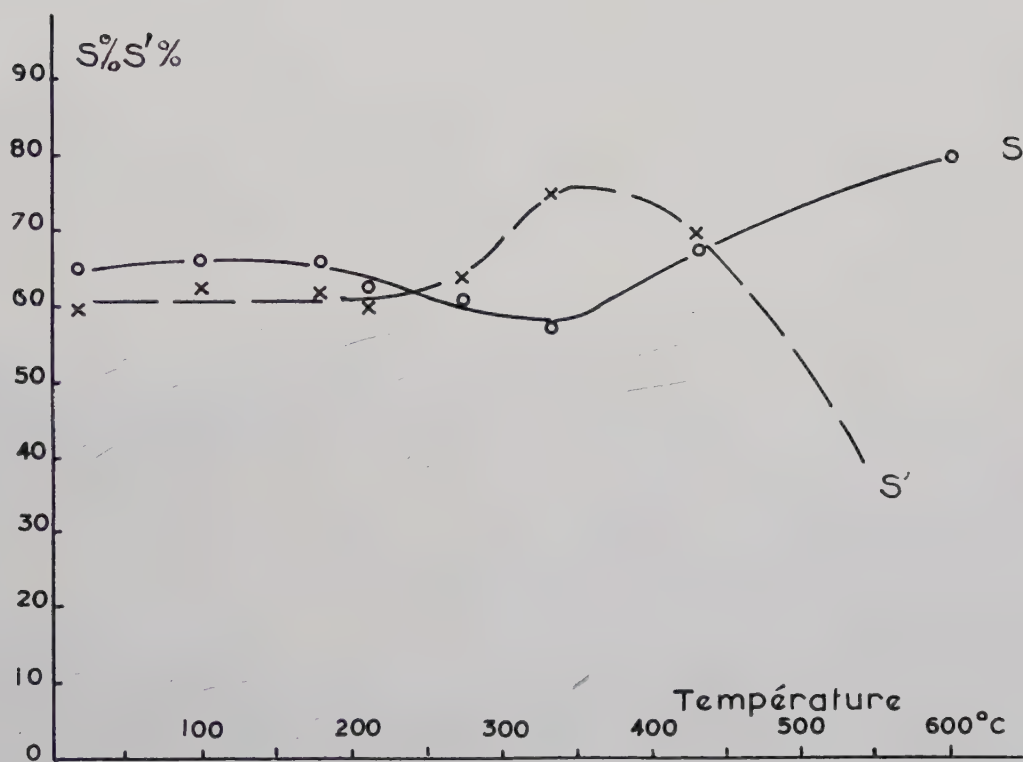


Fig. 35. — Variation de S % et S' % en fonction de la température de l'essai (alliage N)

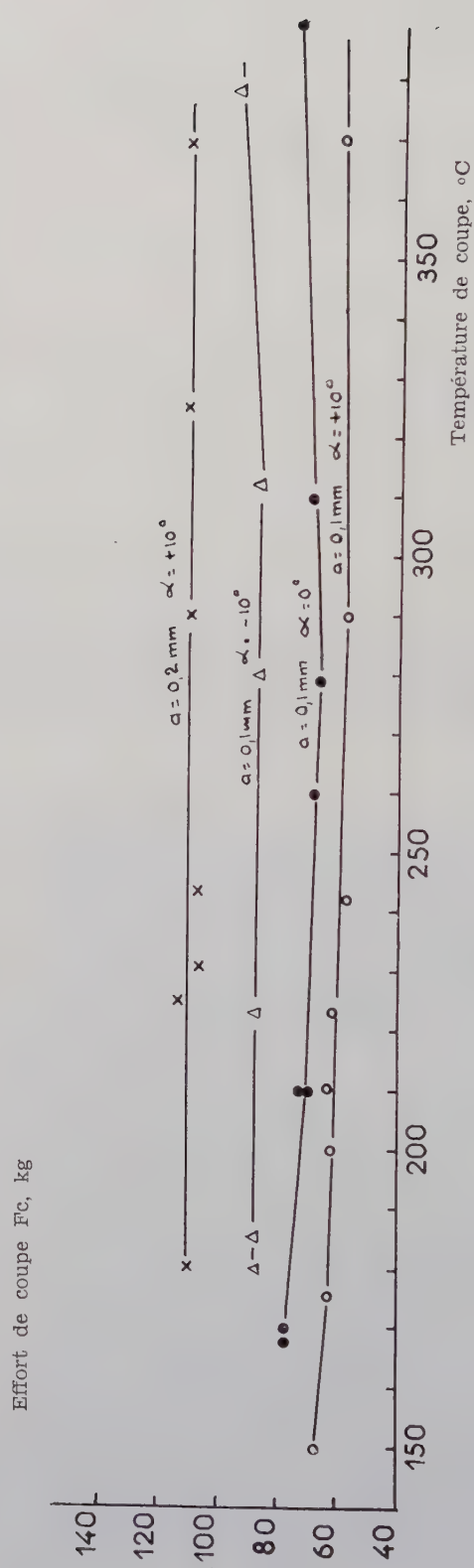
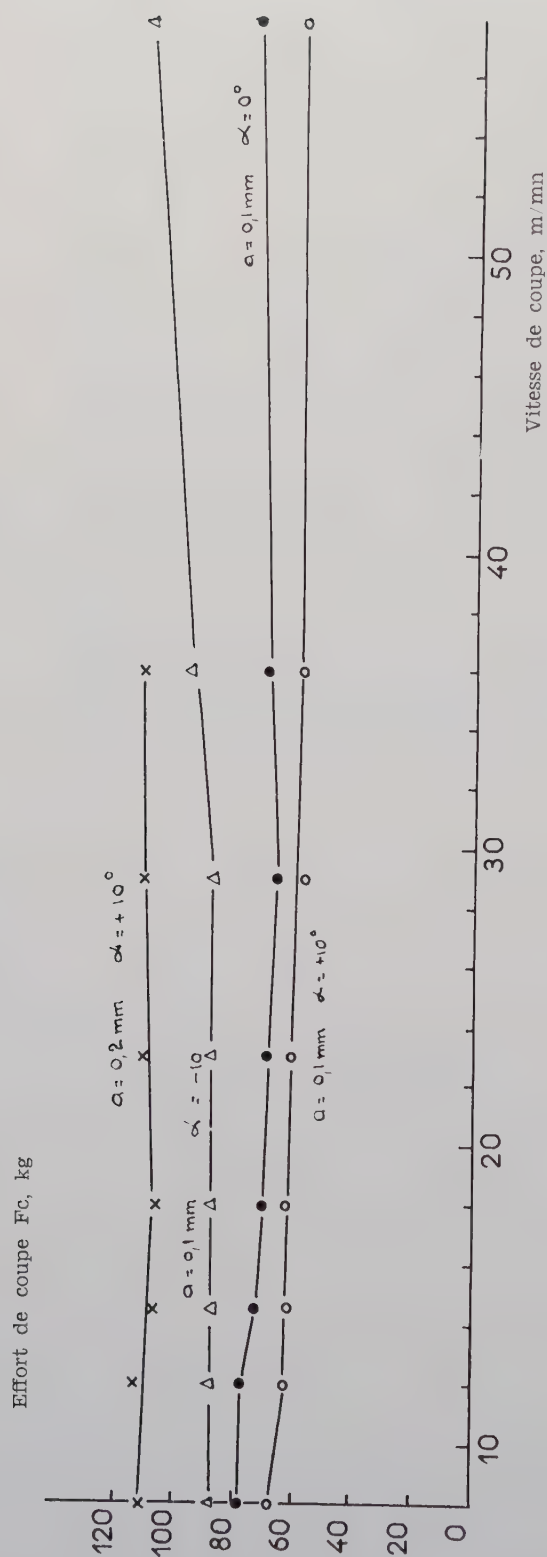


Fig. 36. — Effort et température de coupe en fonction de la vitesse pour différentes conditions (cas d'un acier calmé repère N) ($p = 2 \text{ mm}$)

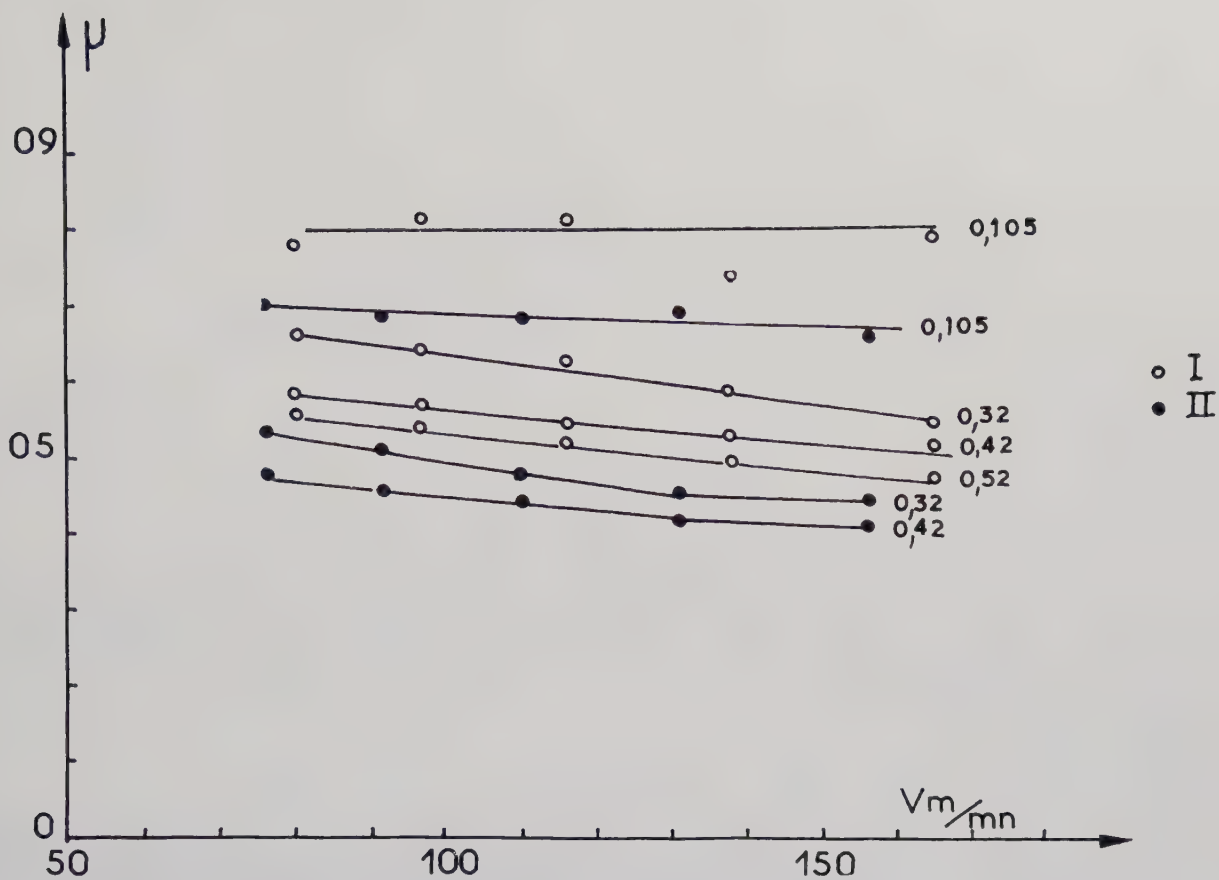


Fig. 37. — Etat recuit

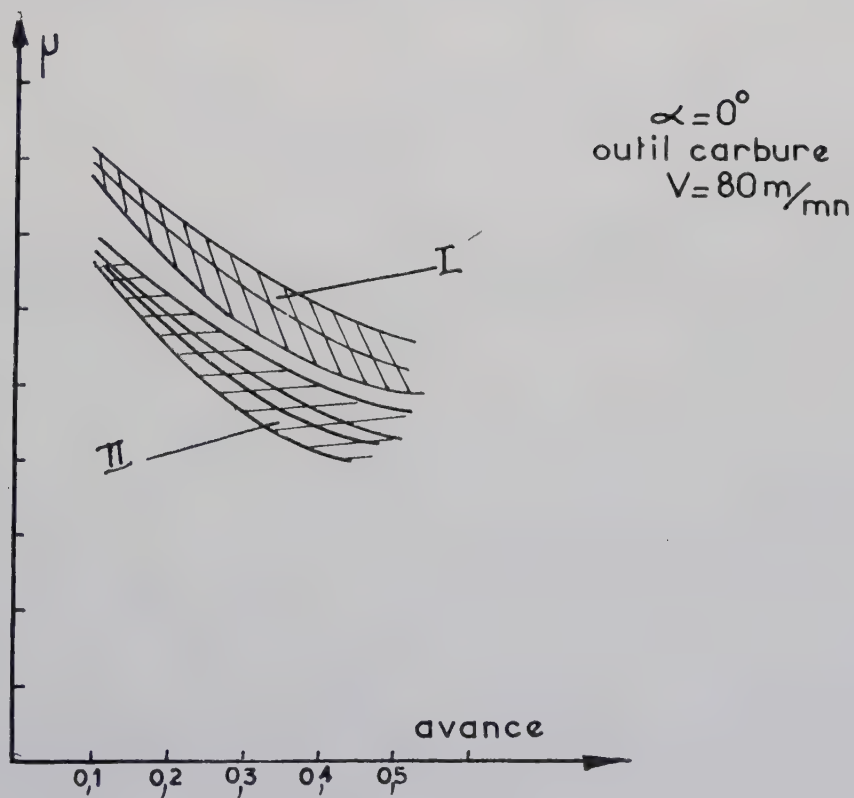


Fig. 38. — Etat recuit

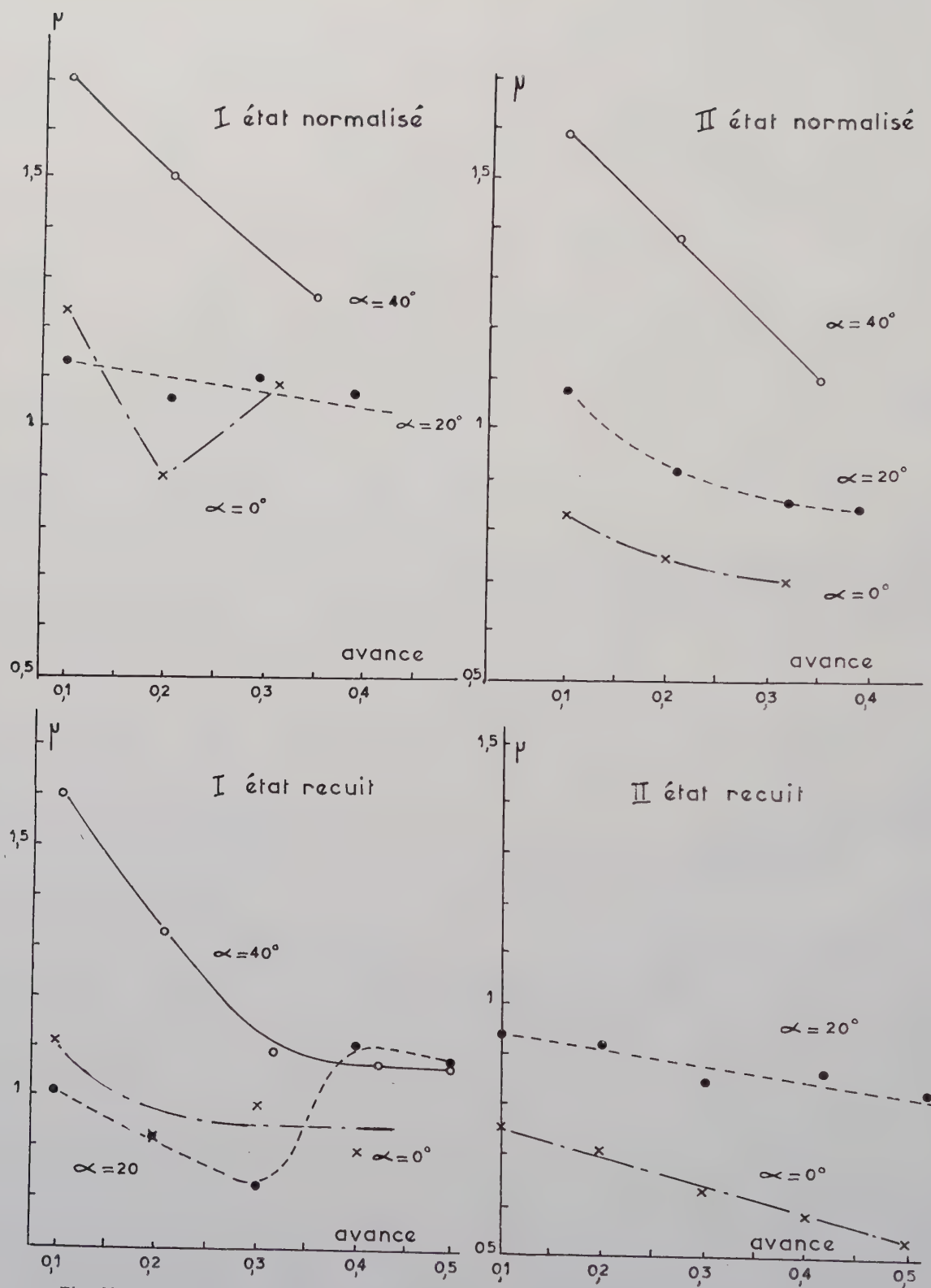


Fig. 39. — Influence de la teneur en soufre sur le coefficient de frottement coupeau-outil. Avances variées ; $V = 50$ m/mn

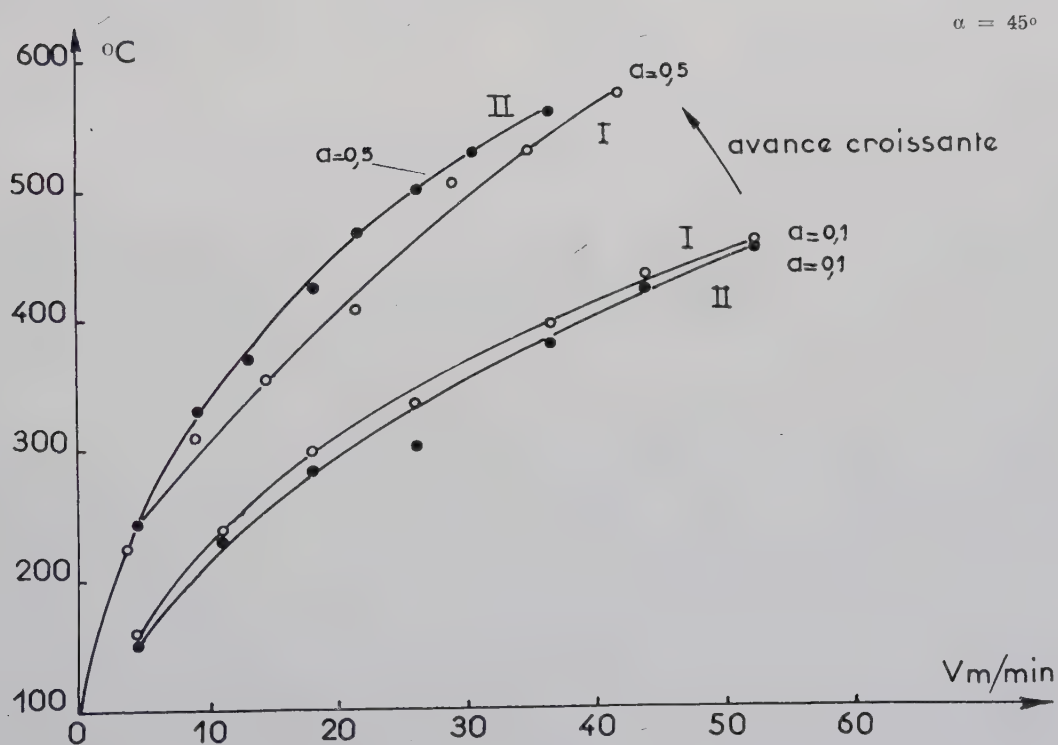
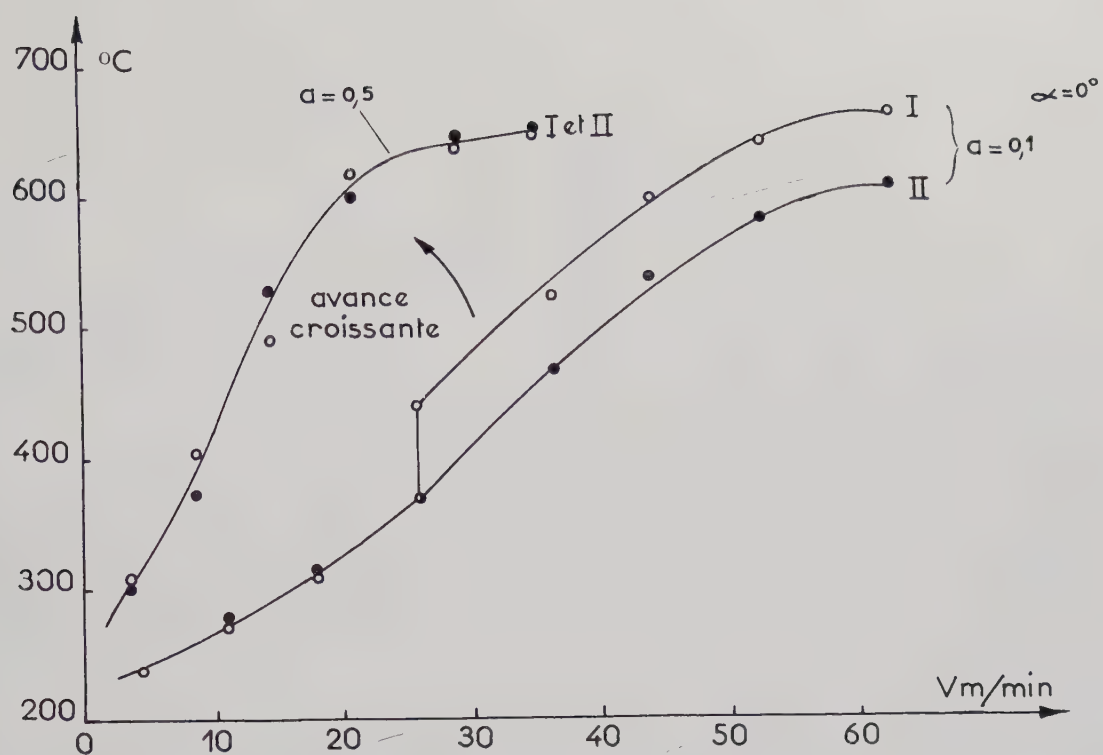


Fig. 40. — Température de coupe en fonction de la vitesse de coupe (état recuit)

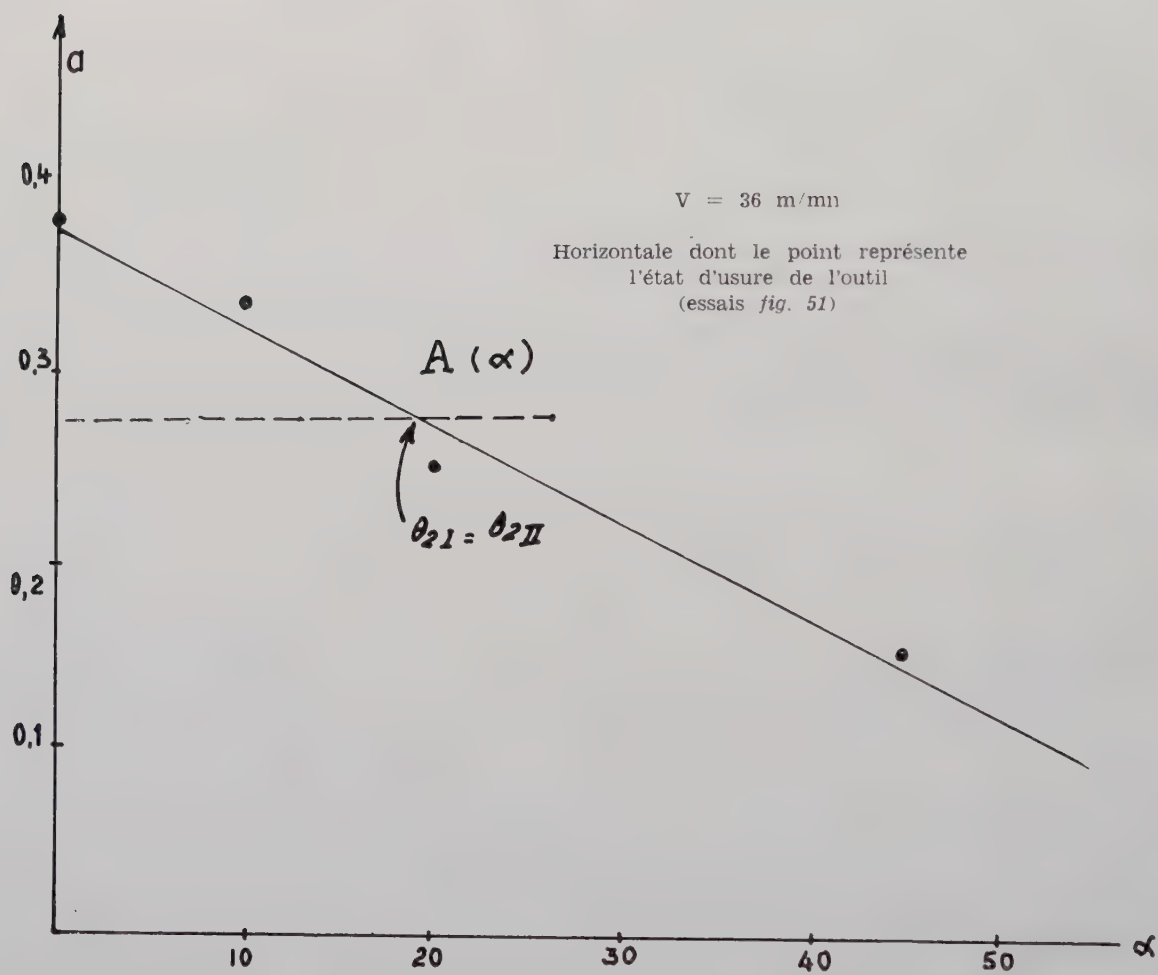


Fig. 41. — Relation entre la valeur A de l'avance et la pente d'affûtage pour lesquelles $\theta_{2I} = \theta_{2II}$

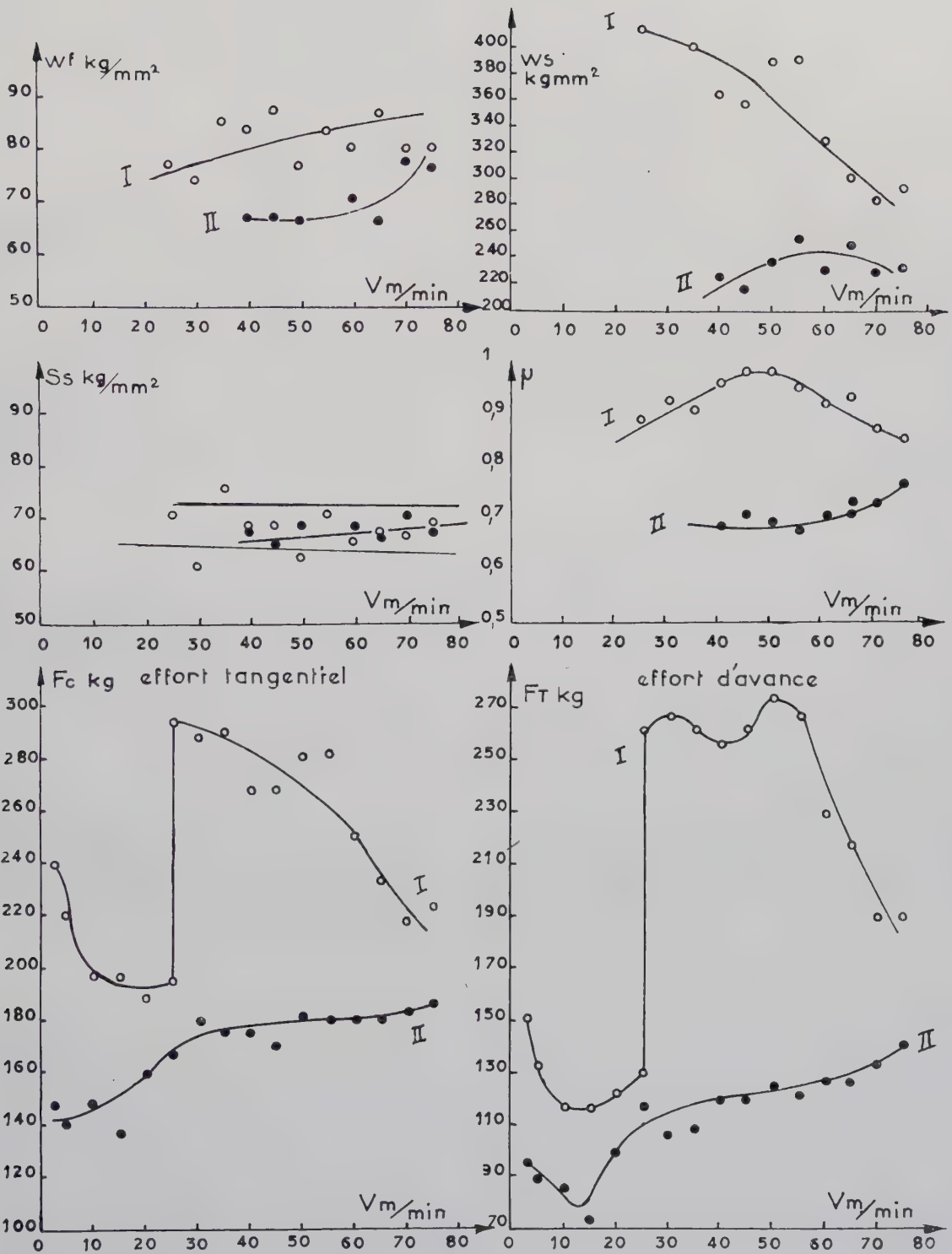


Fig. 42

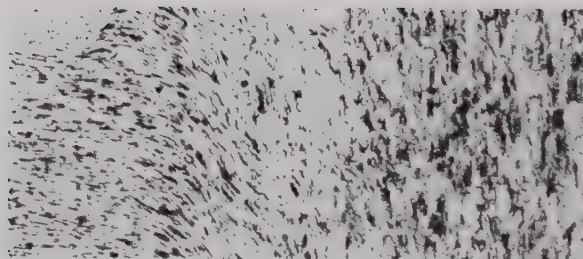
Copeau adhérent



Arête rapportée

Fig. 43. — Face d'affûtage d'un outil à pastille de carbure rapportée, après usinage d'un acier au soufre

Bord



Centre



Fig. 44. — Acier I - Bord de la zone de frottement (plan $X'OY'$)
 $V = 45 \text{ m/mn}$; $a = 0,2 \text{ mm}$.

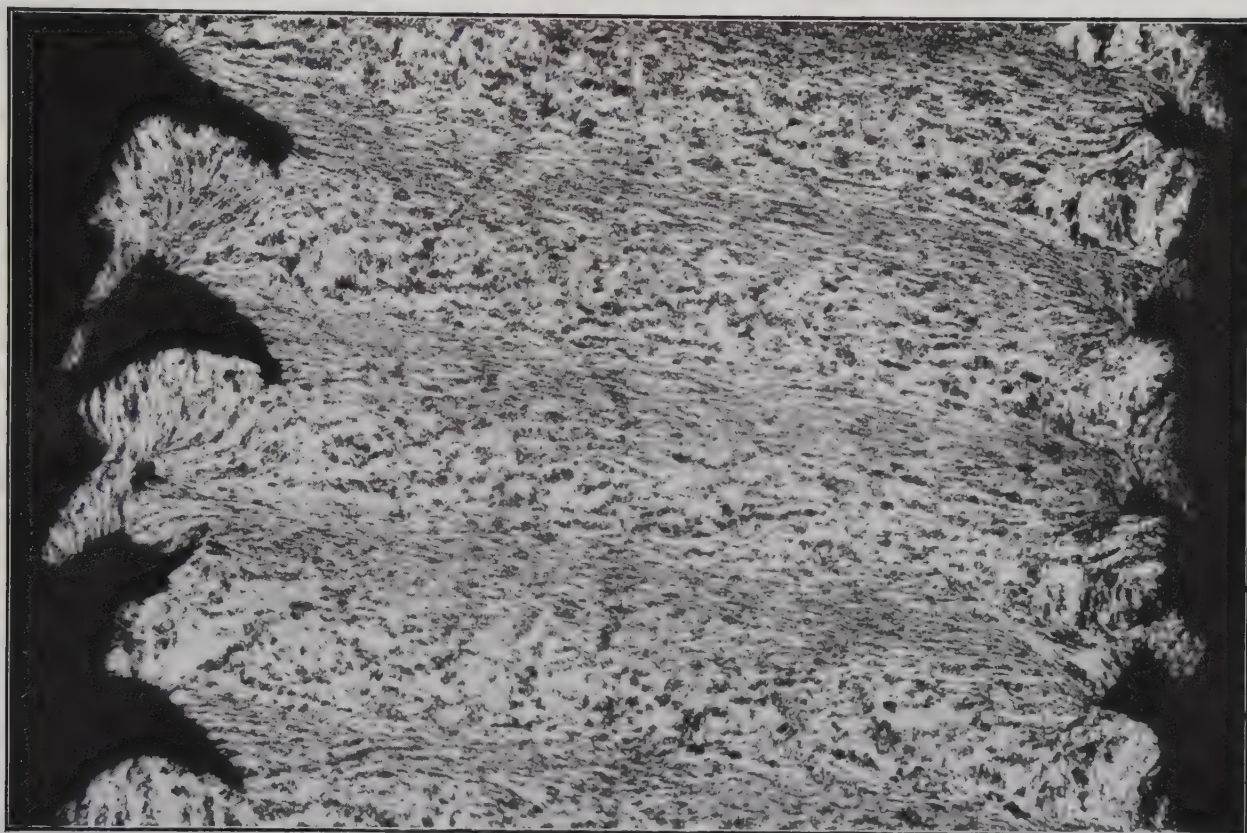


Fig. 45. — Acier II - Bord de la zone de frottement (Plan X'OY')

$V = 45 \text{ m/mn}$; $a = 0,2 \text{ mm}$.

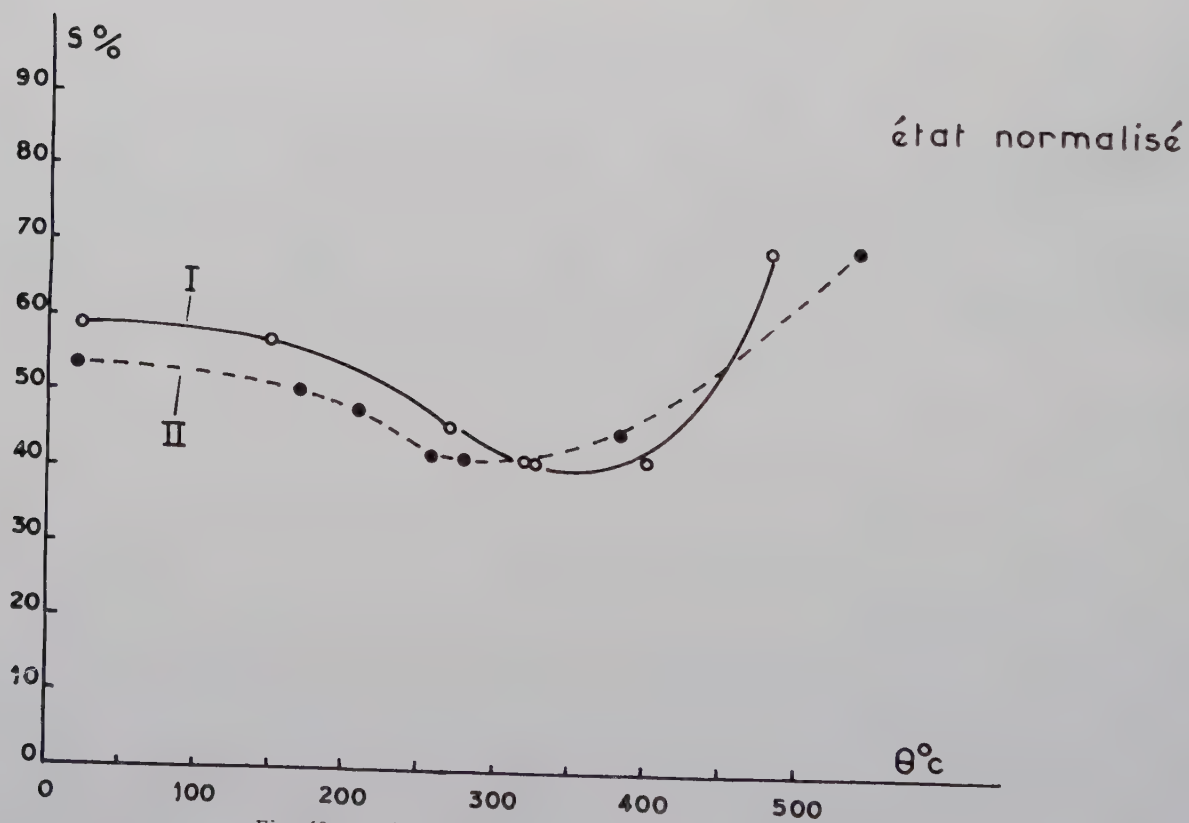
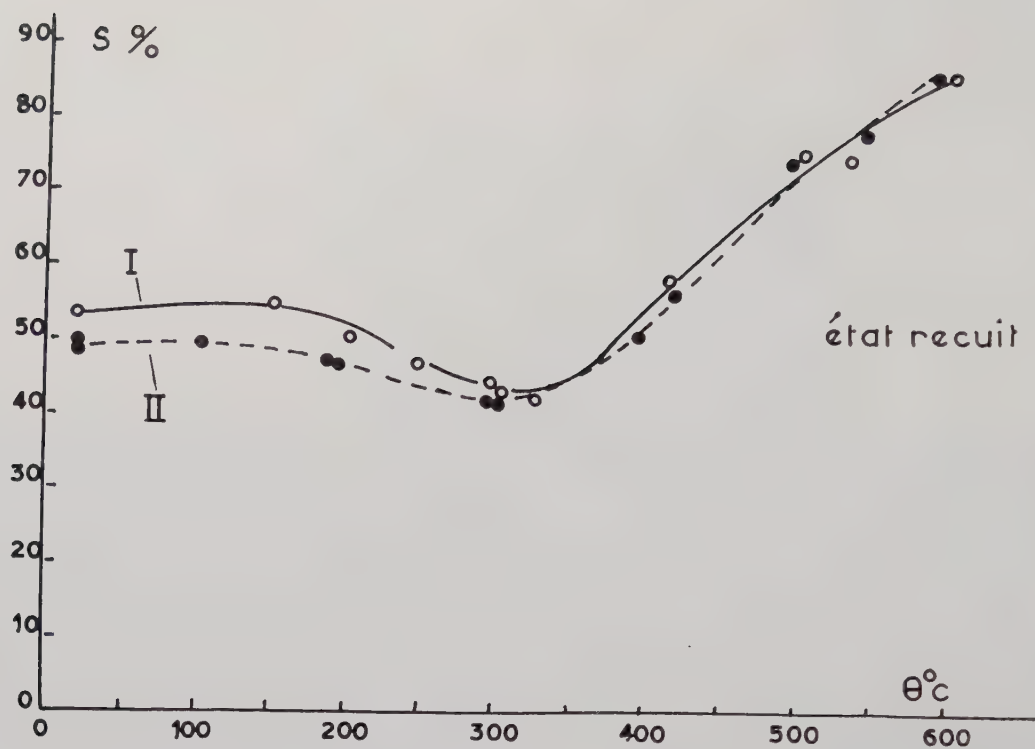
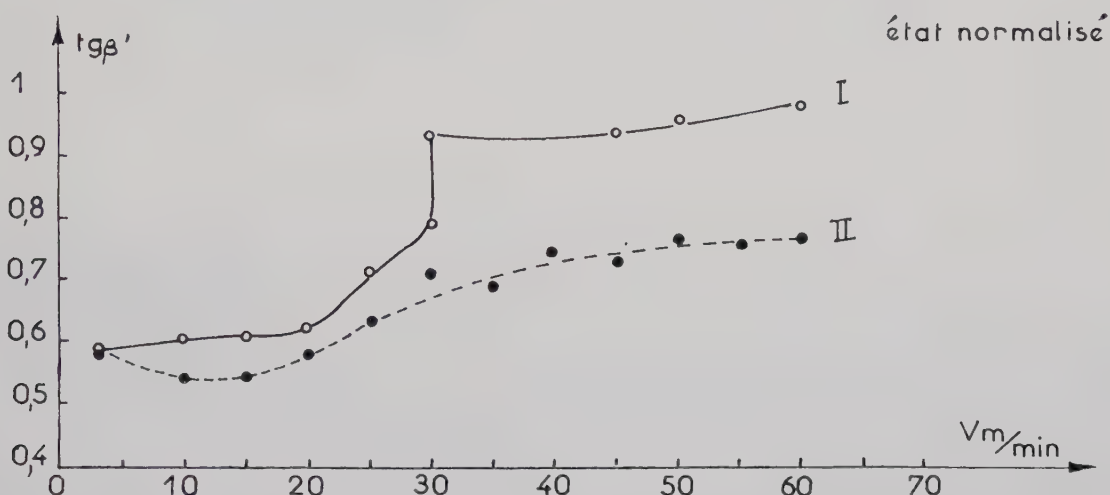
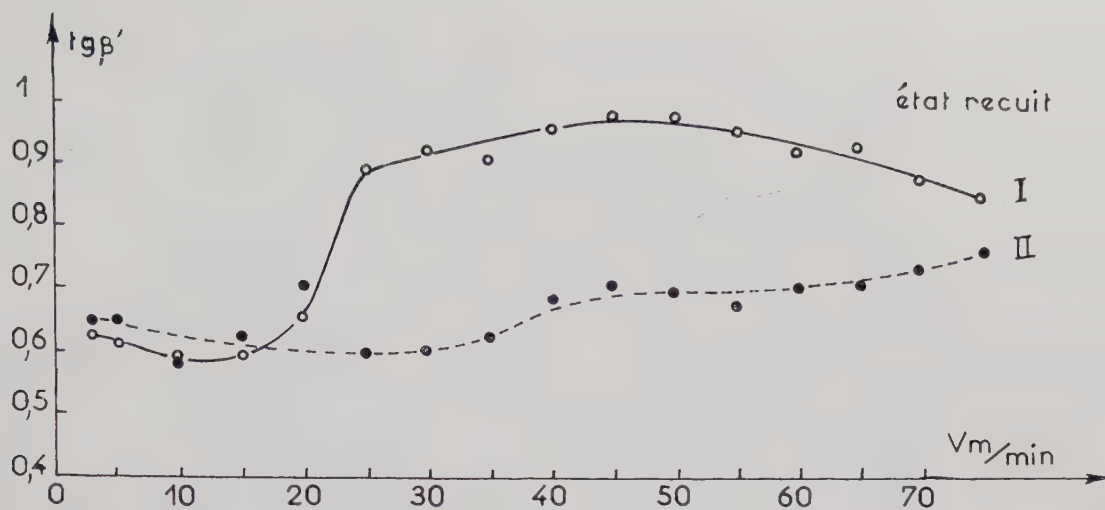
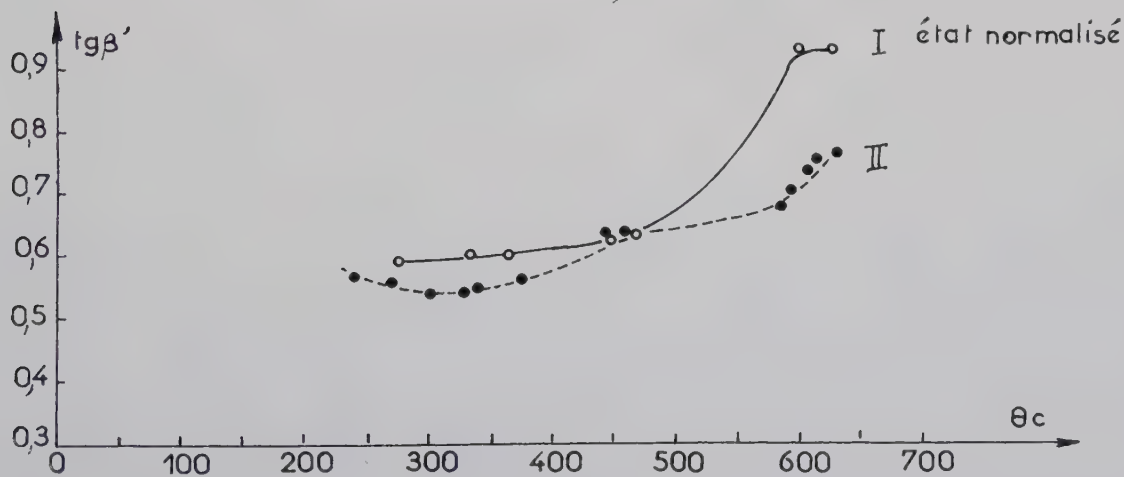


Fig. 46. — Striction en fonction de la température de l'essai



Variation comparée de la direction de l'effort en fonction de la vitesse de coupe



Variation comparée de la direction de l'effort en fonction de la température de coupe
 θ_c , en $^{\circ}\text{C}$

Fig. 47.

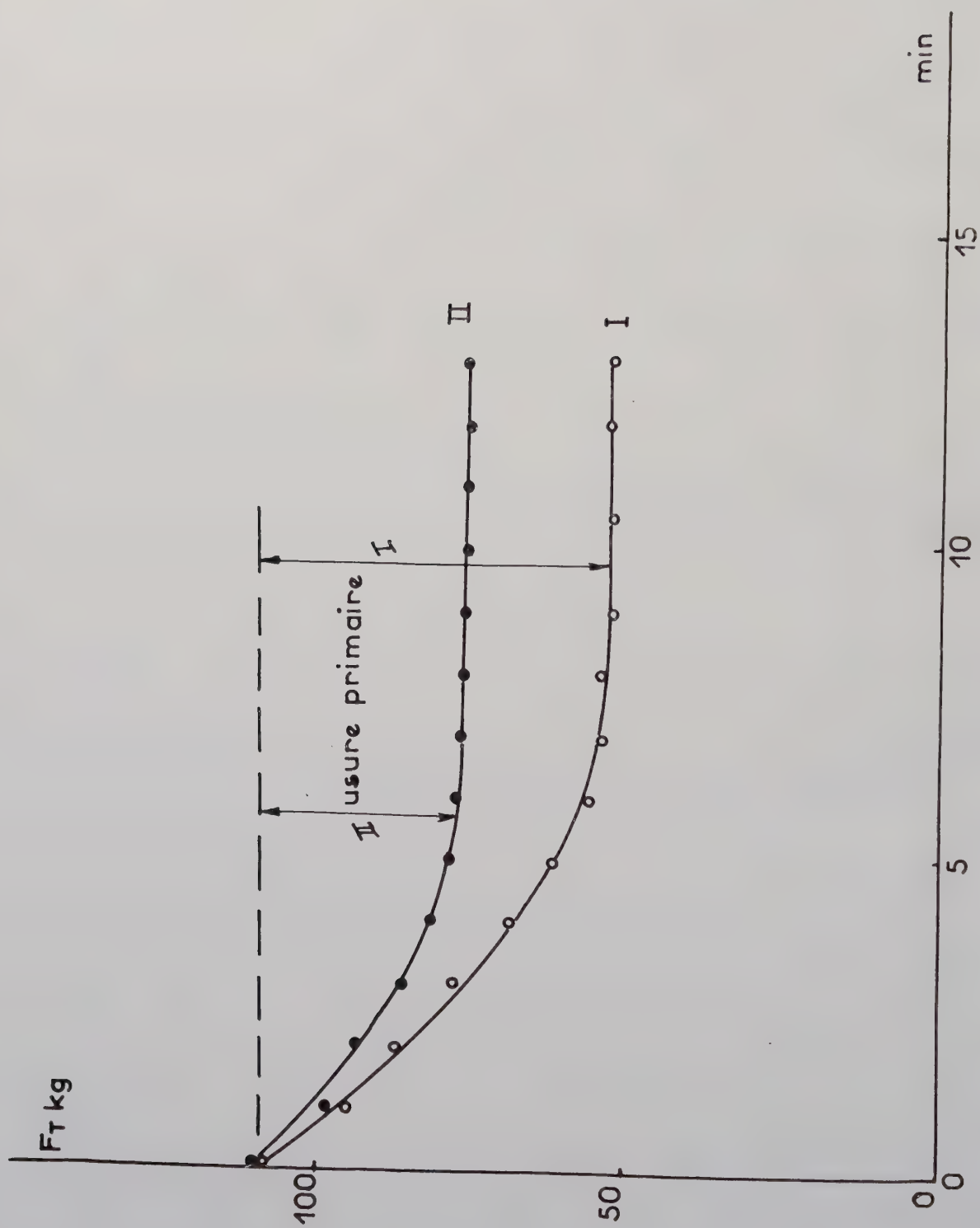


Fig. 48. — Effort d'avance en fonction du temps
 $V = 47 \text{ m/mn}$ $a = 0.3 \text{ mm}$ $p = 3 \text{ mm}$ $\alpha = 0^\circ$ courbes moyennes de 8 essais



$V = 47 \text{ m/mn}$

$a = 0.3 \text{ mm}$

$P = 3 \text{ mm}$

$\alpha = 0^\circ$

$\times 60$

Fig. 49. — Arête rapportée sur l'outil dans le cas de l'usinage de l'acier II

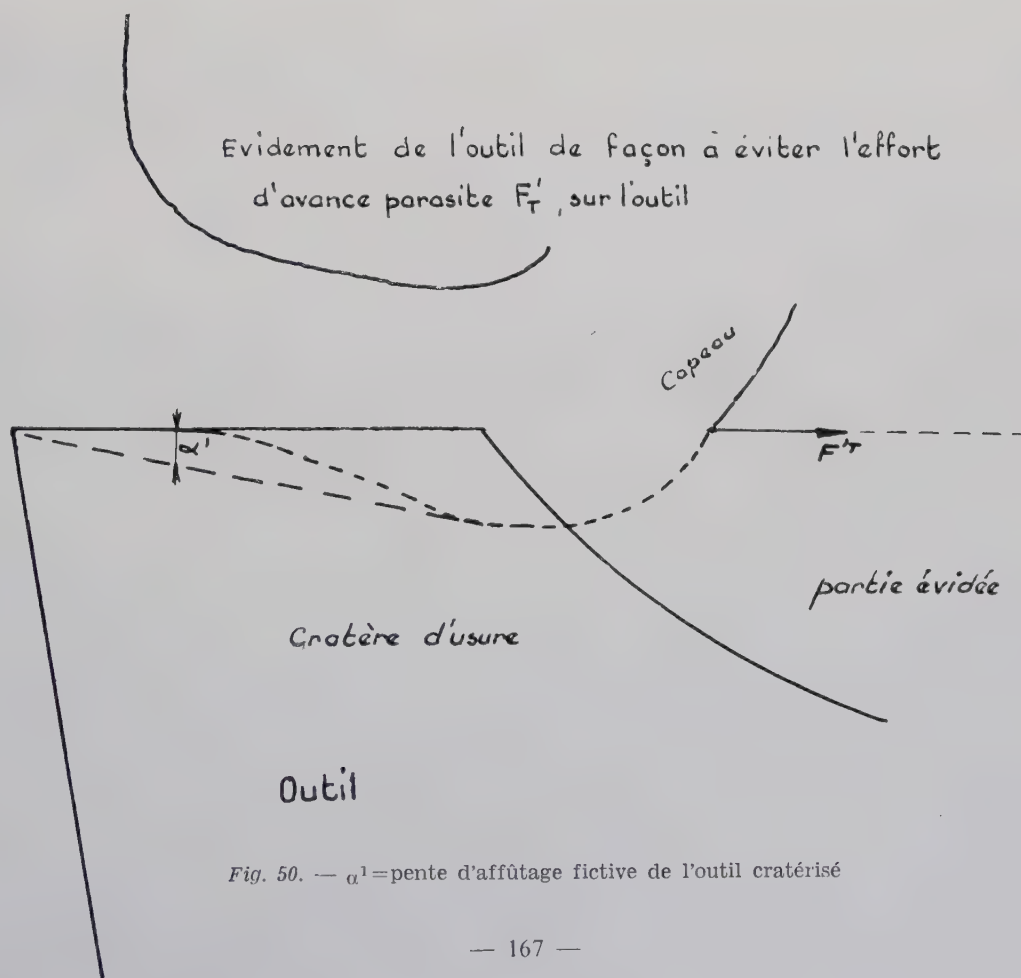


Fig. 50. — α' = pente d'affûtage fictive de l'outil craterisé

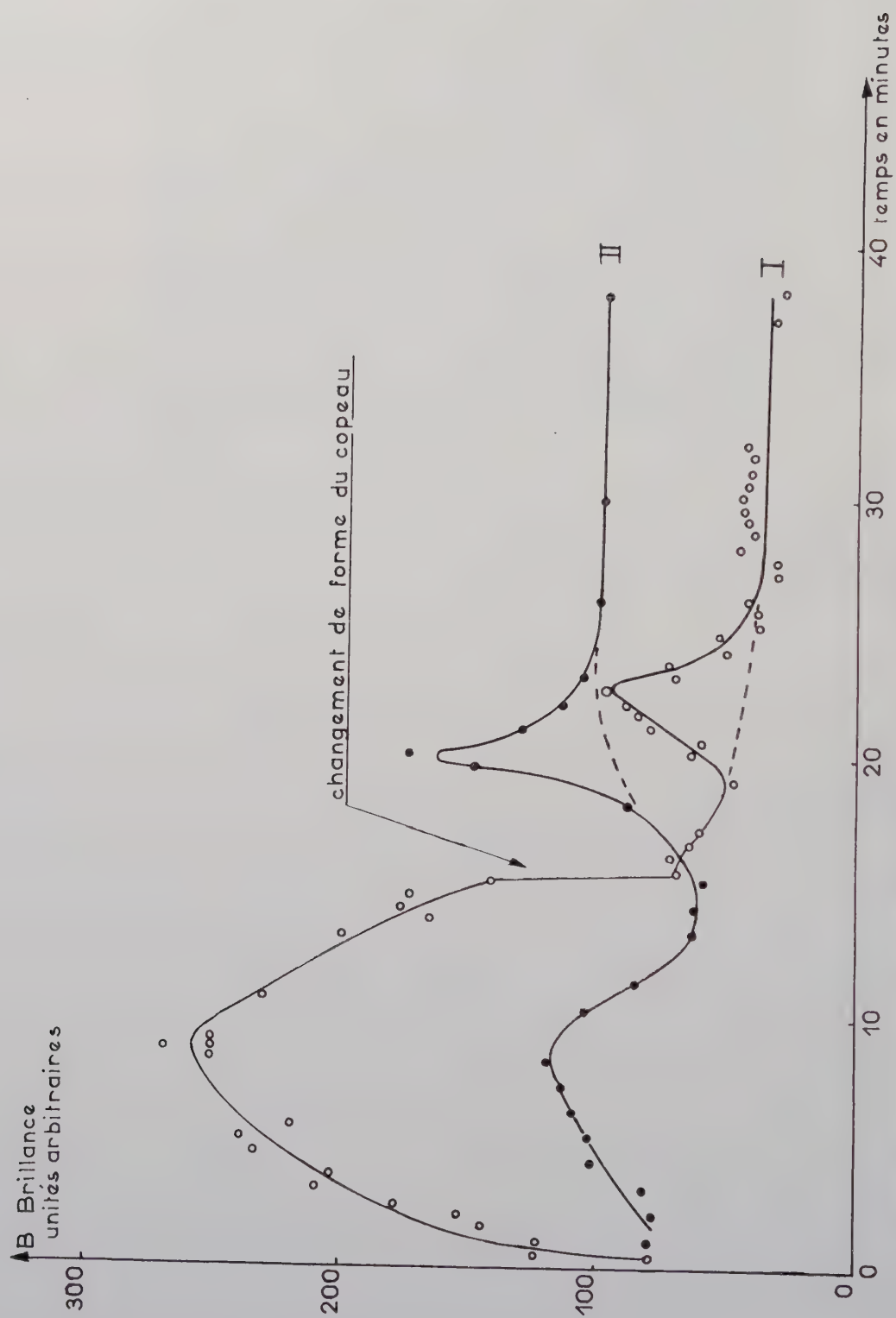


Fig. 15. — Mesure du rayonnement d'un outil 18-4-1 au cours de l'usinage d'un acier mi-dur avec soufre (essai II) et sans soufre (essai I).

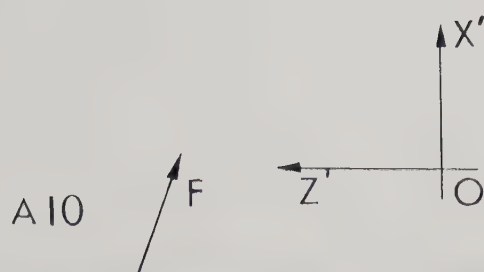
ANNEXES

I	MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	171
II	CLICHÉS DE RAYONS X	173
III	RÉSULTATS ET CALCULS CONCERNANT LES ESSAIS EN COUPE ORTHOGONALE	183

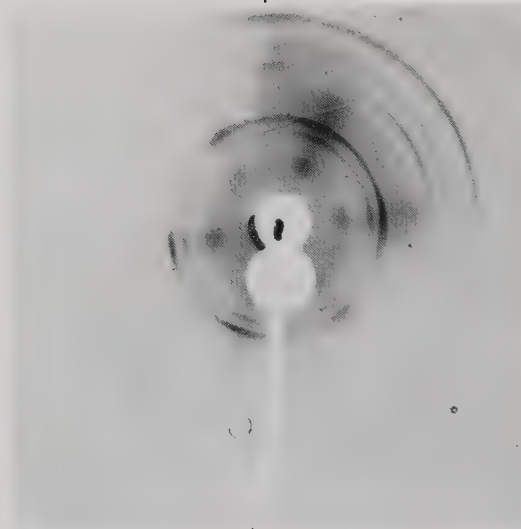
I. — MATÉRIAUX ÉTUDIÉS

Repère	Composition chimique								Traitements thermiques	Caractéristiques mécaniques				
										E kg mm ²	R kg mm ²	A %	S %	h
	C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	S %	P %	Al %						
A	0,20	<0,35	0,45	—	1	0,015	0,030	—	850°C/2h, trempe eau, revenu 650°C/2h	66	75	19	73	0,12
B	»	»	»	—	»	»	»	—	1000°C/2h, refroidissement lent	32	50	24	64	0,25
C	»	»	»	—	»	»	»	—	850°C/2h, trempe eau, revenu 450°C/2h	100	115	10	61	0,05
D	0,35	0,25	0,87	—	—	0,145	0,040	—	Recuit 825°C/2h, refroidissement lent	33	56	28	50	0,25
E	0,33	0,32	0,70	—	—	0,024	0,017	—	Recuit 825°C/2h, refroidissement lent	31	55	29,5	53	0,265
I	0,35	0,25	0,87	—	—	0,145	0,040	—	Normalisation 925°C/2h, refroidissement air	39	62	24	54	0,27
J	0,33	0,32	0,70	—	—	0,024	0,017	—	Normalisation 925°C/2h, refroidissement air	38	61	23	59	0,28
L	0,04	0,376	0,52	10,16	18,16	0,016	0,020	0,115	Hypertrempe 1100°C à l'eau	21	62	64,2	80	—
N	0,26	0,15	0,80	0,08	0,05	0,009	0,02	—	Normalisation 875°C/20mn, refroidissement agité	35	60	24,2	65	—
F	Alliage d'aluminium à 5 % de Mg								Recuit	13	21,6	13,5	23	
Z	Zinc commercialement pur								Recuit	7,5	16	31	88	
Mg	Magnésium commercial								Recuit					

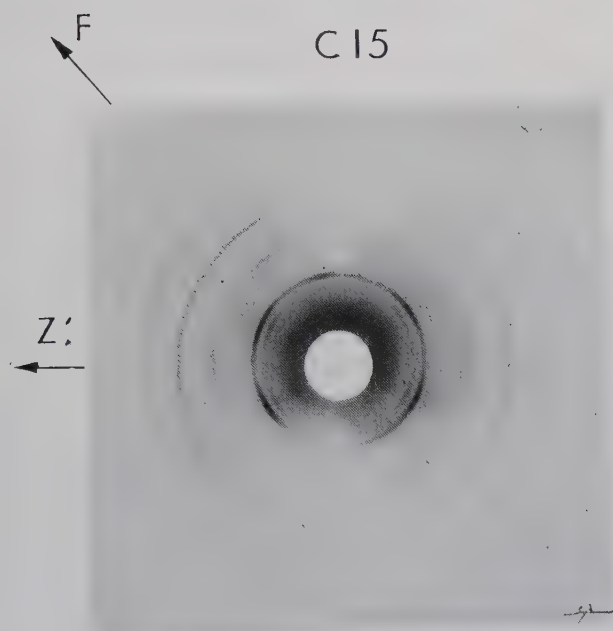
II. — CLICHÉS DE RAYONS X



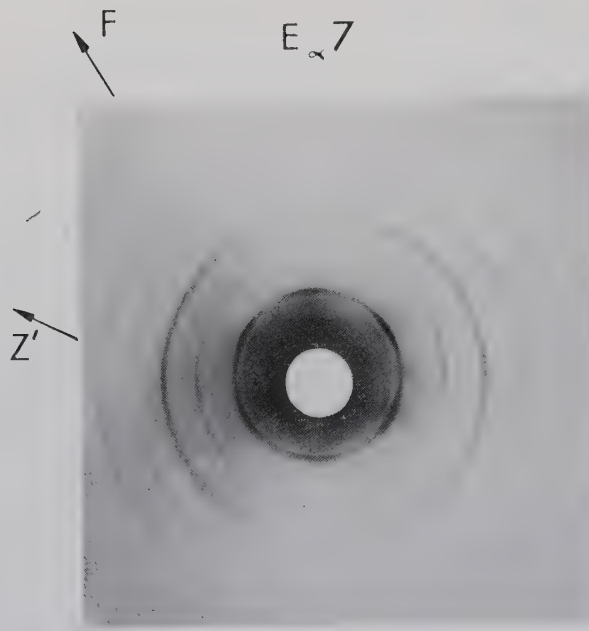
$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 30 \text{ m/mn}$
 $\beta = 37^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 52^\circ$



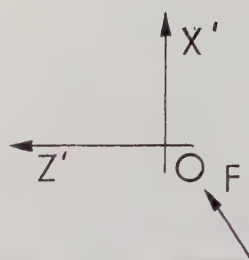
$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 56 \text{ m/mn}$
 $\beta = 39^\circ$
 $\Phi + \beta' = 56^\circ$



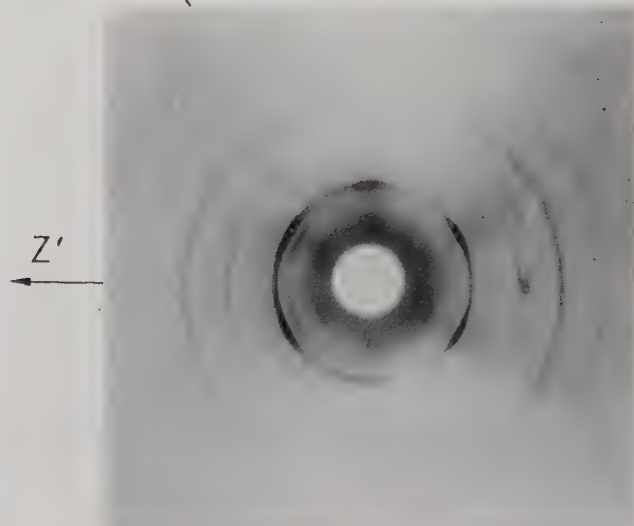
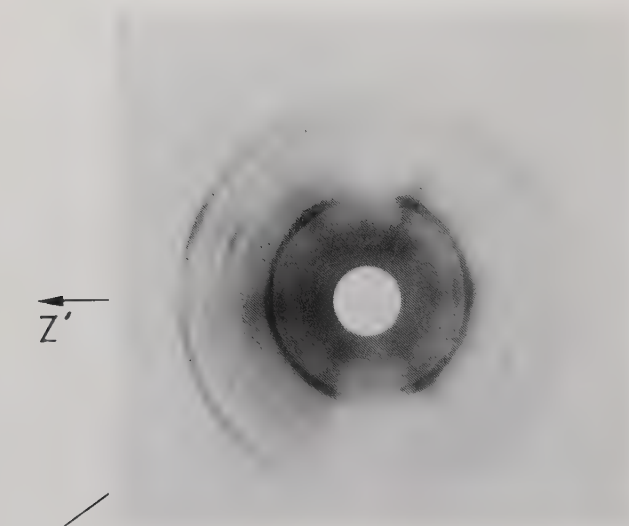
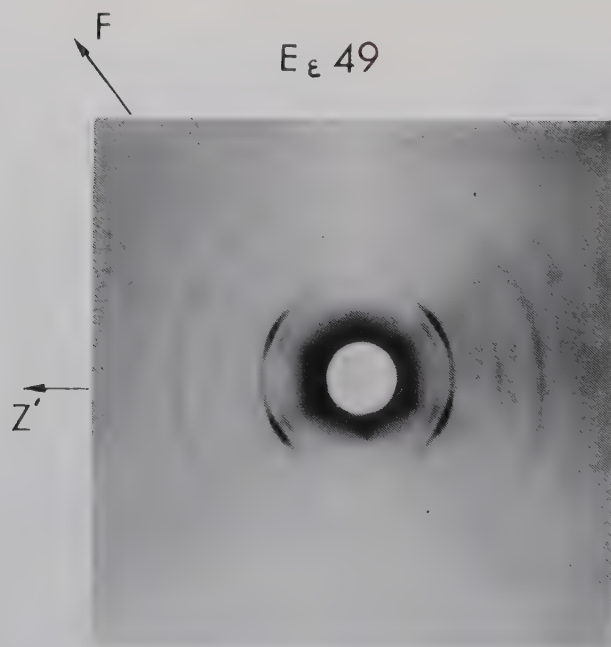
$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 15 \text{ m/mn}$
 $\beta = 41^\circ$
 $\Phi + \beta' = 54^\circ$

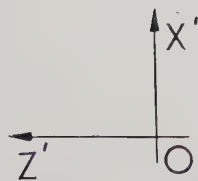


$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 30 \text{ m/mn}$
 $\beta = 43^\circ$
 $\Phi + \beta' = 52^\circ 1/2$

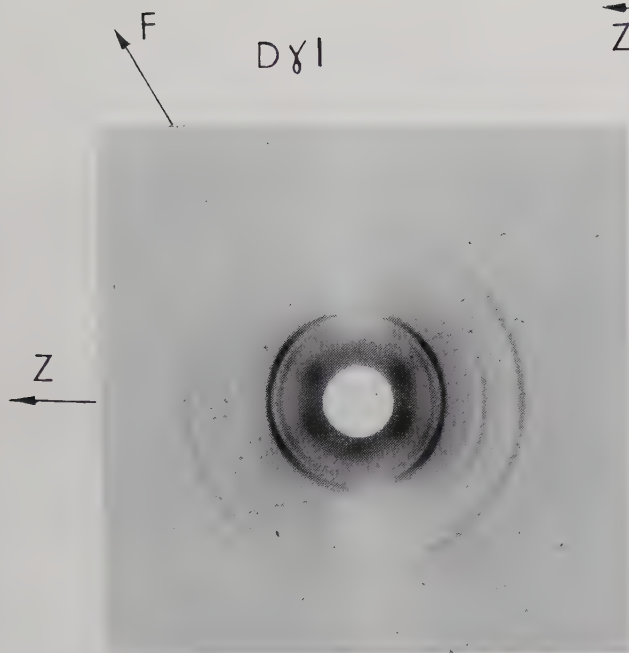
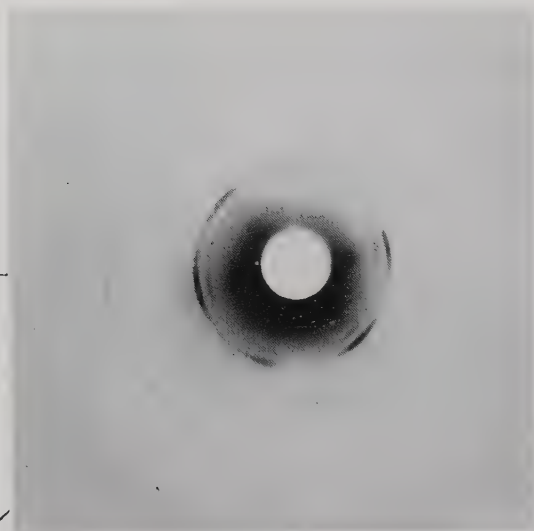


E10

E_ε 4
 $\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 45 \text{ m/mn}$
 $\beta = 44^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 56^\circ$
 $\alpha = +40^\circ$
 $a = 0,1 \text{ mm}$
 $V = 17,5 \text{ m/mn}$
 $\beta' = 58^\circ$
 $\Phi + \beta' = 54^\circ$
E_ε 49
 $\alpha = +40^\circ$
 $a = 0,52$
 $V = 42 \text{ m/mn}$
 $\beta = 48^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 45^\circ 1/2$

 $l \propto 12$

D81

 Z' 

$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,1 \text{ mm}$
 $\Phi + \beta' = 47^\circ$

$V = \text{m/mn}$
 $\beta = 39^\circ$
 $\gamma = 2$

$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $\Phi + \beta' = 51^\circ 1/2$

$V = 60 \text{ m/mn}$
 $\beta = 37^\circ 1/2$

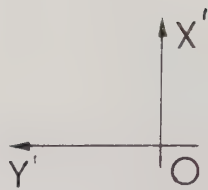
E10

CLICHE N° 2



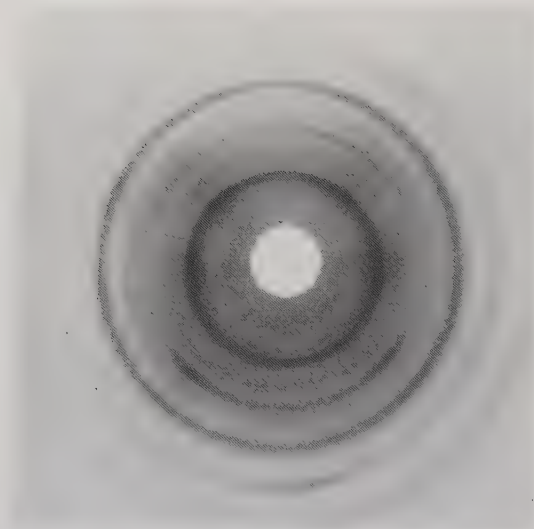
$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 45 \text{ m/mn}$
 $\beta = 44^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 56^\circ$

Réflexion sélective sur le plan perpendiculaire à OF.



E10

E_c5

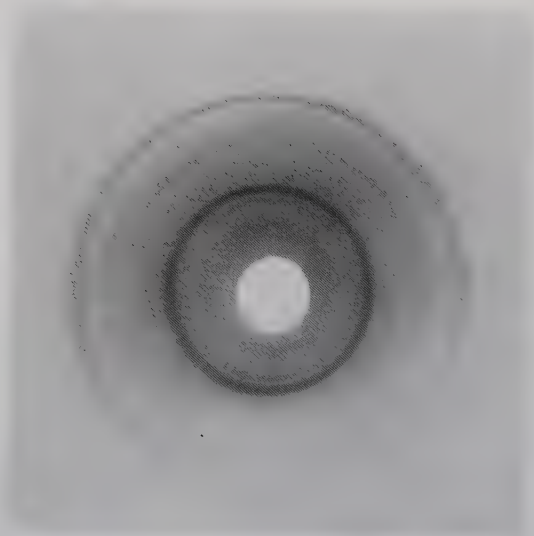


$\alpha = 0^\circ$ $V = 45 \text{ m/mn}$
 $a = 0,2 \text{ mm}$ $\beta = 44^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 56^\circ$

$\alpha = 0^\circ$ $V = 60 \text{ m/mn}$
 $a \approx 0,2 \text{ mm}$ $\beta = 39^\circ$
 $\Phi + \beta' = 53^\circ 1/2$

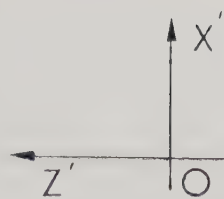
E_ε 25

D_γ I



$\alpha = 40^\circ$ $V = 21 \text{ m/mn}$
 $a = 0,32 \text{ mm}$ $\beta = 52^\circ 1/2$
 $\Phi + \beta' = 49^\circ$

$\alpha = +20^\circ$ $V = 4 \text{ m/mn}$
 $a = 0,1 \text{ mm}$ $\beta = 39^\circ$
 $\Phi + \beta' = 47^\circ$ $\gamma = 2$



L12

L β 15

Z'

Z'

F

 $\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 33 \text{ m/mn}$
 $\beta = 39^\circ$
 $\alpha = +10^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 21,5 \text{ m/mn}$
 $\beta = 42^\circ$
 $\Phi + \beta' = 55^\circ 1/2$ L γ 21

F11

(Alliage léger)

F

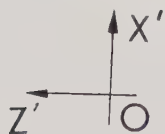
Z'

Z

F

 $\alpha = +20^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 42,7 \text{ m/mn}$
 $\beta = 47^\circ$
 $\Phi + \beta' = 54^\circ 1/2$
 $\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$
 $V = 125 \text{ m/mn}$
 $\beta = 35^\circ$
 $\Phi + \beta' = 52^\circ$

CLICHES N° 4



$F \propto 9$



(Alliage léger)

$$\alpha = 0^\circ$$

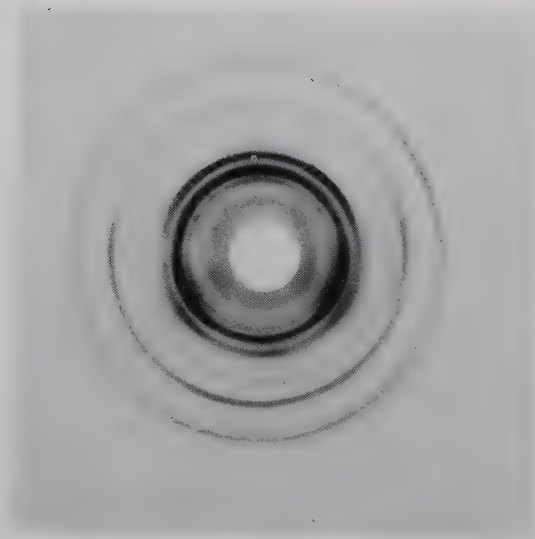
$$a = 2/10$$

$$V = 100 \text{ m/mn}$$

$L\gamma 21$

(Acier inoxydable 18-8)

$L\beta 15$



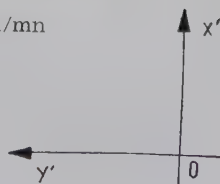
$$\alpha = +20^\circ$$

$$a = 0,2 \text{ mm}$$

$$V = 42,7 \text{ m/mn}$$

$$\beta = 47^\circ$$

$$\Phi + \beta' = 54^\circ 1/2$$



$$\alpha = +10^\circ$$

$$a = 0,2 \text{ mm}$$

$$V = 21,5 \text{ m/mn}$$

$$\beta = 42^\circ$$

$$\Phi + \beta' = 55^\circ 1/2$$

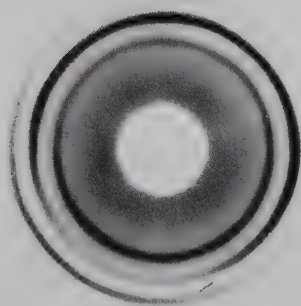
Alliage léger

$$\alpha = +20^{\circ}$$

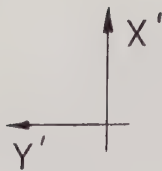
$$a = 0,2 \text{ mm}$$

$$V = 125 \text{ m/min}$$

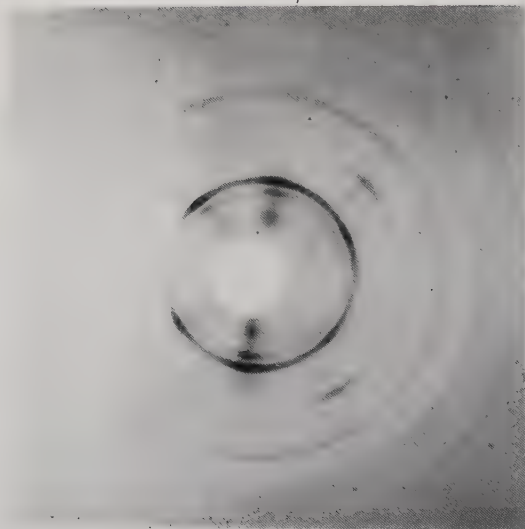
F_γ10



CLICHES N° 6



$J \propto 7$ F'



$F' E \propto 7$



$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$

$V = 30 \text{ m/mn}$
 $\beta = 43^\circ$

$\Phi + \beta' = 53^\circ$

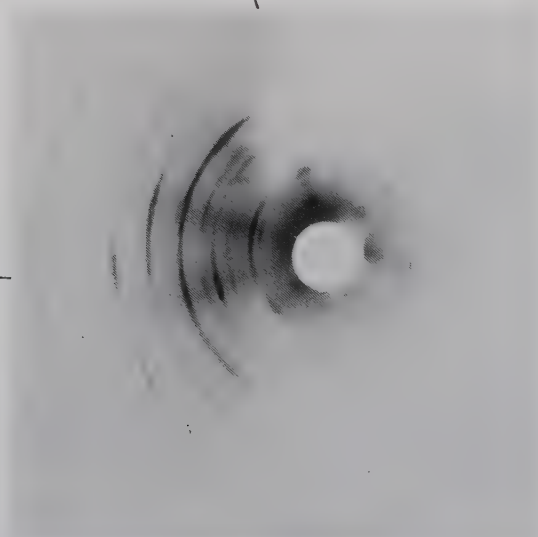
$\alpha = 0^\circ$
 $a = 0,2 \text{ mm}$

$V = 30 \text{ m/mn}$
 $\beta = 43^\circ$

$\Phi + \beta' = 52^\circ 1/2$

Clichés obtenus par transmission de la zone de frottement

F'



E10

Z'

$\alpha = 0^\circ$

$a = 0,2 \text{ mm}$

$V = 45 \text{ m/mn}$

$\beta = 44^\circ 1/2$

$\Phi + \beta' = 56^\circ$

Cliché obtenu par réflexion sur la face de frottement

III. — RÉSULTATS ET CALCULS

CONCERNANT LES ESSAIS EN COUPE ORTHOGONALE

Les unités adoptées dans les tableaux ci-après sont les suivantes :

avance a	=	en mm
vitesse de coupe	=	en m/mn
r	=	sans dimensions
Φ	=	angle, en degrés
γ	=	sans dimensions
F_c	=	} en kg
F_t	=	
β'	=	angle, en degrés
μ	=	sans dimensions
k	=	kg/mm ²
W_f	=	en kgmm/mm ³
W_s	=	en kgmm/mm ³
W_c	=	en kgmm/mm ³

Remarque. — On n'a pas effectué le calcul complet de certaines quantités qui étaient inutiles dans le cadre de notre exposé.

Le lecteur a néanmoins tous les éléments de ce calcul en se rapportant aux formules du chapitre I et les valeurs numériques des tableaux ci-après.

Essai E_a D_a $\alpha = 0^{\circ}\text{C}$

V_m/mm	θ_{2I}	θ_{2II}
<i>avance = 0,097</i>		
4,5	238	180
11	268	280
18	305	310
26	444	370
36,5	525	470
44	600	540
52,5	645	585
62,5	665	610
<i>avance = 0,2</i>		
3	218	186
4	250	—
5	255	228
6	278	—
10	300	260
11	304	—
15	406	312
20	335	398
22	510	—
25	508	432
30	520	464
35	530	490
40	535	511
45	542	560
50	552	560
55	555	561
<i>avance = 0,29</i>		
4,5	290	265
11	365	350
18	495	450
26	600	560
36,5	645	605

Essai E β D β $\alpha = 10^{\circ}\text{C}$

V_m/mm	θ_{2I}	θ_{2II}
<i>avance = 0,065</i>		
4,5	120	—
18	165	—
36,5	315	—
52,5	425	—
<i>avance = 0,097</i>		
4,5	236	170
11	310	260
18	355	310
26	390	328
36,5	492	418
44	526	510
52,5	575	530
<i>avance = 0,194</i>		
3	230	210
7,4	330	290
14,4	395	355
20,5	460	405
29,5	560	490
43	630	620
58	660	660
<i>avance = 0,48</i>		
4,5	300	305
11	470	390
18	550	470
26	615	600
36,5	630	640
44	640	670
52,5	650	680

Mesure des températures de coupe de l'acier
avec et sans soufre à l'état recuit D et E.

Essai E_γ D_γ $\alpha = 20^\circ$

V_m / mm	θ_{2I}	θ_{2II}
<i>avance = 0,097</i>		
4,5	186	160
11	248	240
18	290	288
26	325	320
36,5	405	374
44	435	430
52,5	480	472
62,5	500	—
<i>avance = 0,194</i>		
3	148	180
7,4	240	280
14,4	315	330
20,5	350	386
29,5	425	450
43	490	520
58	560	550
<i>avance = 0,29</i>		
4,5	240	240
11	330	322
18	405	390
26	465	465
36,5	510	545
44	525	560
52,5	—	590

Essai E_ε D_ε $\alpha = 45^\circ$

V_m / mm	θ_{2I}	θ_{2II}
<i>avance = 0,097</i>		
4,5	160	150
11	240	230
18	300	285
26	336	300
36,5	396	380
44	435	425
52,5	460	455
62,5	460	500
<i>avance = 0,194</i>		
3	180	170
7,4	270	242
14,4	336	336
20,5	416	380
29,5	480	460
43	530	560
58	600	611
<i>avance = 0,29</i>		
4,5	215	220
9	294	290
13	335	330
18	380	370
21,5	395	415
26	455	455
30,5	490	485
36,5	510	528
44	540	575
52,5	555	620

V_m / mm	θ_{2I}	θ_{2II}
<i>avance = 0,39</i>		
4,5	235	235
9	308	310
13	360	350
18	415	405
21,5	450	445
26	430	470
30,5	—	505
36,5	535	—
44	580	—
52,5	600	—
<i>avance = 0,48</i>		
3,6	225	—
4,5	—	245
9	310	330
13	—	370
14,4	355	—
18	—	425
21,5	410	470
26	—	500
29	505	—
30,5	—	530
35	530	—
36,5	—	560
42	575	—

Mesure des températures de coupe de l'acier
avec et sans soufre à l'état recuit D et E.

Tableau	a	α	Vitesse	r	ϕ	γ	F _o	F _T	β'	μ	$\phi + \beta'$	k	W _I	W _s	W _c	Observations
B	2/10	0°														θ_2
			2,7	0,174			195	125								165
			6	0,236			151	95								200
			7,6	0,575			146	87								220
			9,8	0,520			154	80								250
			12,3	0,491			131	86								265
			15,3	0,510			131	84								285
			17,2	0,487			135	87								300
			19,4	0,422			191	87								325
			21,1	0,485			140	87								345
			24,6	0,4725			138	92								365
			27,3	0,421			138	88								390
			30,3	0,460			140	96								420
			34,2	0,430			133	93								450
			38,2	0,410			130	91								475
			43,6	0,205	11,5	5,105	169	163	44	0,965	55,5	44,5	56	226	56	500 → 540
			49	0,234	13	4,564	163	148	42	0,910	55	46	57,5	208	57,5	565
			54,5	0,236	13	4,586	156	149	43	0,955	55	43	58,6	196	58,6	520
			61	0,272	15	4,000	156	147	43	0,945	58	48	66,5	191	66,5	570
Bc	2/10	0°														arête rapportée
			22	0,500			122	88								outil carbure
			27,5	0,410			118	85								»
			38	0,410			122	95								»
			49	0,446			143	96								»
			61	0,323	18	3,42	170	101	31	0,590	49	67	52	229	52	»
			68	0,283	16	3,80	174	110	32	0,630	48	62,5	50	238	50	»
			77	0,295	17	3,55	169	106	32	0,630	49	63	52	224	52	»
			86	0,323	18	3,42	150	98	33	0,650	51	53	50	198	50	»
			97	0,325	18	3,42	158	101	32,5	0,640	50,5	61	52	208	52	»
			110	0,330	18	3,43	165	106	32,5	0,640	50,5	64	55	219	55	»
			123	0,320	18	3,42	162	104	32,5	0,640	50,5	63	53,5	215	53,5	»
			137	0,310	17	3,56	160	106	33,5	0,660	50,5	59,5	51,5	212	51,5	»
			172	0,320	18	3,42										»

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
C	2/10	0°	2,7	0,666			142	92								160
			4,4	0,666			142	93								175
			6	0,662			148	101								220
			7,7	0,575			146	87								240
			12,3	0,635			140	70								295
			17,2	0,275	15,5	3,875	230	212	43	0,92	58,5	73	93	284		520
			22	0,310	17,25	3,410	214	197	43	0,92	60	72,5	98	248		
			27,3	0,344	19	3,200	202	165	39,5	0,82	58,5	85	57	572		
			34	0,370	20,5	3,040	186	133	35,5	0,715	56	74	77,5	225		
			38,2	0,350	19	3,250	169	117	35	0,69	54	66	63,5	215		
			43,6	0,360	20	3,110	163	115	35	0,705	55	65	65	202		572
			49	0,540	28,5	2,380	161	121	37	0,75	65,5	74,5	96,5	178		
			10	0,566	29,30	2,333	153	85	29	0,556	58	74,5	70	174		325 → 515
			15	0,220	13	4,550	270	234	41	0,865	54	73	87,5	339		
Cc	2/10	0°	22	0,273	17	3,920	210	173	44	0,824	61	71	66,5	278		outil carbure
			27,5	0,304	19	3,550	195	171	46	0,877	65	67	83	238		»
			33	0,352	21,5	3,200	182	157	45,5	0,862	67	66	86,5	211		»
			49	0,403	24,5	2,860	166	135	43,5	0,813	68	64	85	183		»
			61	0,576	33,5	2,300	156	108	38,5	0,690	72	67	90	154		»
			68	0,620	35,5	2,200	153	98	36,5	0,640	72	69	86,5	152		»
			77	0,605	34,5	2,260	143	90	36	0,630	70,5	66	77	149		»
			86	0,663	37,5	2,160	140	84	34,5	0,600	72	65	78,5	140		»
			97	0,660	37	2,180	143	87	35	0,610	72	65	80	141		»
			110	0,610	35	2,240	147	88	34,5	0,597	69,5	69	77	154		»
			123	0,600	34,5	2,260	151	91	34,5	0,603	69	70	73,5	153		»
			137	0,615	35	2,240	150	93	35,5	0,620	70,5	69	81	155		»

Tableau	a	α	Vitesse	r	ϕ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\phi + \beta'$	k	W_i	W_s	W_c	Observations
D α	1/10	0°	59	0,371	20,5	3,04	81	60	36,5	0,74	57	64,2	75	195	270	
			66	0,379	20,5	3,05	78	60	37,5	0,77	58	60,6	75	185	260	
	3/10		23	0,398	22	2,87	196	130	33,5	0,663	55,5	55	60	158	218	
			30	0,368	20	3,12	198	125	32	0,63	52	54,2	51	169	220	
			37	0,346	19	3,25	195	124	32,5	0,635	51,5	52	48	169	217	
			46	0,423	23	2,77	188	123	33	0,655	56	54,5	58	151	209	
	4/10		52	0,403	22	2,87	185	115	32	0,622	54	53	54	152	206	
			59	0,446	24	2,69	178	108	31	0,606	55	53,7	53	145	198	
			23	0,394	21,5	2,93	243	142	30,5	0,585	51,5	53	48	155	203	
			30	0,353	19,5	3,17	250	152	31	0,606	50,5	52	43	165	208	
	5/10		37	0,373	20,5	3,04	245	151	31,5	0,616	52	51,6	48	157	205	
			46	0,385	21	2,98	238	139	30,5	0,585	51,5	51,6	44	154	198	
D β	1/10	+10°	52	0,463	25	2,56	227	123	28,5	0,54	53,5	54	51	138	189	
			30	0,038	21	2,98	296	166	29	0,55	50	51,8	43	155	198	
			37	0,395	21,5	2,94	278	155	29	0,557	50,5	49,8	38	147	185	
			46	0,438	23,5	2,74	272	139	27	0,51	50,5	51,7	40	142	182	
	2/10		52	0,455	24,5	2,64	272	143	28	0,525	52,5	51,7	46	136	182	
			46	0,502	28,5	2,17	66	40	31	0,869	59,5	62,4	84	136	220	
			52	0,374	22	2,68	70	45	32,5	0,916	59,5	59,2	74,33	159	233,33	
			59	0,436	25	2,41	69	43	32	0,900	57	63	78	152	230	
	2/10		66	0,52	29,5	2,12	69	41	30,5	0,854	60	65,3	91	139	230	
			46	0,454	25,5	2,38	110	57	27	0,767	52,0	53,4	56,33	127	183,33	
			52	0,397	22	2,68	116	65	29,5	0,824	51,5	51,8	54,33	139	193,33	
			59	0,467	27	2,27	116	64	29	0,810	56	56,4	67,33	126	193,33	
	2/10	+10°	46	0,454	24	2,5	117	66	29,5	0,824	53,5	54,6	59	137	195	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_r	W_s	W_c	Observations
D γ	1/10	+20°	4	0,318	28	2,02	69	24	19	0,810	47	78	72	158	230	
			59	0,416	24,5	2,28	62	32	27,5	1,091	52	60	69,7	137	206,67	
			66	0,444	26	2,21	60	26	23,5	0,949	49,5	63	61	139	200	
	2/10		37	0,493	29	1,96	112	50	24	0,966	53	60	68,7	118	186,67	
			46	0,42	25	2,23	118	53	24	0,966	49	59,5	63,7	133	196,66	
							$\rightarrow$ 103	$\rightarrow$ 40								
			52	0,486	29	1,96	106	43	22	0,900	51	57,5	63,7	113	176,67	
			59	0,545	32	4,81	103	43	22,5	0,916	54,5	57,5	67,7	104	171,67	
			66	0,47	28	2,02	116	43	20,5	0,854	48,5	64	64,3	129	193,33	
	3/10		30	0,518	30,5	1,78	160	64	22	0,900	52,5	59,5	71,7	106	177,78	
			37	0,389	23	2,41	161	56	19	0,810	42	54,5	47,9	131	178,89	
			46	0,495	29	1,96	163	65	22	0,900	51	59	65,2	116	181,20	
			52	0,477	28	2,02	158	65	22,5	0,916	50,5	56	62,5	113	175,50	
			59	0,49	29	1,96	150	50	18,5	0,795	47,5	57,5	53,7	113	166,7	
			66	0,458	27	2,08	147	48	18	0,781	45	54,5	50,3	113	163,3	
	0,42		21,5	0,452	26,5	2,11	206	86	22,5	0,916	49	57	43,5	120	163,5	
			26	0,472	28	2,02	189	67	19,5	0,824	47,5	50	49	101	150	
			30,5	0,49	29	1,96	189	64	18,5	0,795	47,5	51	50	100	150	
			36,5	0,47	28	2,02	193	70	20	0,839	48	52	48,2	105	153,17	
			44	0,444	26,5	2,11	204	86	23	0,932	49,5	51	53,9	108	161,9	
			52,5	0,425	25	2,23	204	86	23	0,932	48	50	50,9	111	161,9	
			62,5	0,426	25	2,23	206	86	22,5	0,85	47,5	50,5	51,5	112,5	163,5	
			26	0,47	28	2,02	234	76	18	0,781	46	51	47	103	150	
			30,5	0,456	27	2,08	246	86	19,5	0,824	46,5	52	49,7	108	157,7	
	0,52	+20°	36,5	0,412	24	2,32	258	97	20,5	0,854	44,5	51,2	47,4	118	165,4	
			44	0,423	25	2,23	254	96	20,5	0,854	45,5	51,4	47,8	115	162,8	
			52,5	0,457	27,5	2,05	254	96	20,5	0,854	47,5	53,6	52,8	110	162,8	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_o	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
D _a	2/10	0°	3				148	96								arête rapportée
			5				140	90								
			10				148	86								
			15				137	73								
			20				160	100								
			25				167	118								
			30				180	107								
			35				175	109								
			40	0,3385	18,40	3,300	175	120	34,5	0,685	53	68	66,8	224		
			45	0,3385	18,40	3,300	170	120	35	0,705	53,5	65,5	66,8	216		
			50	0,3220	17,50	3,430	182	126	34,5	0,690	51,5	69,2	67,5	237		
			55	0,2065	11,40	5,050	180	122	34	0,675	45,5	50,8	42	256		
			60	0,3330	18,30	3,321	180	127	35	0,705	53,5	69	70,5	230		
			65	0,3140	17,30	3,689	180	127	35	0,705	52,5	67	66,5	248		
			70	0,3500	19,70	3,200	183	134	36	0,730	55,5	71	78	227		
			75	0,3230	18	3,390	186	142	37,5	0,765	55,5	68	76,5	230		
I _a	2/10	0°	3				144	85								arête rapportée
			10				159	86								
			15				147	80								
			20				157	91								
			25				160	102								
			30				174	124								
			35				176	121								
			40	0,2520	14,10	4,210	209	156	37	0,745	51	67	65,5	282		
			45	0,2760	15,30	3,880	208	152	36	0,730	51,5	70	70	272		
			50	0,2630	14,40	4,580	198	152	37,5	0,770	52	64,4	66,5	295		
			55	0,2940	16,20	3,700	191	145	37,5	0,760	54	67	71	248		
			60	0,2520	14,10	4,210	193	148	37,5	0,765	51,5	61,5	62	259		

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F _c	F _T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W _T	W _s	W _c	Observations
E α	1/10	0°	44	0,248	14	4,25	108	100	43	0,925	57	64,8	95	275	360	
			49	0,181	10	5,85	128	143	48	1,12	58	57,2	98	329	427	
			55	0,217	12,5	4,72	122	148	50,5	1,21	63	65,4	98	309	407	
			61	0,238	13,5	4,41	95	113	50	1,19	63,5	50,5	94	223	317	
	3/10	0°	40	0,196	11	5,34	317	265	40	0,835	51	55	58	294	352	
			56	0,204	11,5	5,1	286	310	47	1,08	58,5	48,5	70,77	247	317,77	
			71	0,203	11,5	5,1	257	276	47	1,07	58,5	43,7	62,55	223	285,55	
			90	0,207	12	4,91	271	286	46,5	1,06	58,5	48	65,17	236	301,17	
	4/10		100	0,236	13,5	4,4	263	254	44	0,965	57,5	50	72,26	220	292,26	
			112	0,283	16	3,77	243	220	42	0,905	58	53,5	68	202	270	
E γ	1/10	+20°	50	0,226	13	4,55	392	330	40	0,842	53	56	71,67	255	326,67	
			71	0,237	13,5	4,40	365	340	43	0,93	56,5	53	71,17	233	304,17	
			90	0,26	14,5	4,13	304	310	45,5	1,02	60	45	67,33	186	253,33	
			100	0,283	16	3,77	324	292	42	0,9	58	53	70	200	270	
	1/10		110	0,275	15,5	3,88	324	290	42	0,9	57,5	52,5	66	204	270	
			110	0,294	16,5	3,67	304	252	39,5	0,83	56	52	62,33	191	253,33	
	1/10	+20°	4,9	0,395	23	2,4	76	27	19,5	0,824	42,5	78	66	187	253	
			15,7	0,485	28,5	1,99	72	28	21,5	0,884	50	80	81	159	240	
			19,6	0,514	30,5	1,88	70	30	23,5	0,949	54	76,5	89	144	233	
			27,5	0,513	30,5	1,88	70	32	24,5	0,983	55	75	92	141	233	
	1/10		31	0,501	29,5	1,94	70	32	24,5	0,983	54	73,5	90,5	142,5	233	
			39	0,485	28,5	1,99	66	32	26	1,035	54,5	68,5	83,5	136,5	220	
			49	0,412	24,5	2,27	66	36	28,5	1,130	53	61,5	80,5	139,5	220	
			61	0,362	21	2,63	66	32	26	1,035	47	60	62	158	220	
	1/10		78	0,404	24	2,32	64	40	32	1,280	56	57,5	80	133	213	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
E γ	2/10	+20°	10,8	0,49	28,5	1,99	132	48	20	0,839	48,5	74,5	72	148	220	
			15,7	0,508	30	1,91	122	50	22,5	0,916	52,5	66,5	76	127	203	
			19,6	0,5	29,5	1,94	130	60	25	1	49,5	68,5	84	133	217	
			27,5	0,418	24,5	2,27	127	52	22,5	0,916	47	64	67	145	212	
			31	0,448	26,5	2,11	122	50	22,5	0,916	47	65	66	137	203	
			39	0,396	23	2,4	120	46	21	0,869	44	60	56	144	200	
			49	0,375	22	2,51	122	49	22	0,900	44	59	55	148	203	
			61	0,347	20,5	2,75	124	54	23,5	0,949	44	55,4	55	152	207	
			10,8	0,448	26,5	2,11	184	58	17,5	0,767	44,00	69	58,5	145,5	204	
			15,7	0,511	25	2,23	180	64	19,5	0,824	44,5	64	57,5	142,5	200	
	3/10		19,6	0,437	26	2,1	182	70	21	0,869	47	63,5	69	133	202	
			27,5	0,447	26,5	2,11	172	62	20	0,839	46,5	62,5	59	132	191	
			31	0,414	24,5	2,27	170	60	19,5	0,824	44	59,2	54,5	134,5	189	
			36,5	0,35	20,5	2,67	170	82	26	1,035	46,5	52,7	54	141	195	
			44	0,35	20,5	2,67	170	88	27,5	1,091	47,5	51,8	57	138	195	
			52,5	0,345	20,5	2,67	174	96	29	1,150	49,5	52,3	60,5	139,5	200	
			62,5	0,351	20,5	2,67	174	90	27,5	1,091	48	53,2	58	142	200	
			9	0,495	29,5	1,94	208	83	23	0,932	52,5	57,7	65,77	112	177,77	
			15,5	0,45	27	2,08	208	100	25,5	1,018	52,5	53,8	65,77	112	177,77	
			21,5	0,405	24	2,32	205	102	26,5	1,054	50,5	50,8	57,71	117,5	175,21	
	0,39		26	0,432	25,5	2,2	201	92	24,5	0,983	50	51,8	57,79	114	171,79	
			30,5	0,405	24	2,32	214	120	29,5	1,171	53,5	53	59,90	123	182,90	
			36,5	0,355	22,5	2,45	218	122	29,5	1,171	52	49,6	64,82	121,5	186,32	
			44	0,347	22	2,51	221	125	29,5	1,171	51,5	51,5	59,88	129	188,83	
			52,5	0,484	29	1,96	214	127	31	1,235	60	51,3	82,40	100,5	182,90	
			62,5	0,351	22	2,51	221	132	31	1,235	53	49,3	64,88	124	188,88	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F _c	F _T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W _r	W _s	W _c	Observations
E _γ	0,48	+20°	4,5	0,411	24	2,32	240	90	20,5	0,854	44,5	51,8	46,66	120	166,66	
			9	0,343	20	2,75	240	104	23,5	0,949	43,5	45	42,66	124	166,66	
			15,5	0,386	22,5	2,45	245	112	24,5	0,983	47	48,3	52,14	118	170,14	
			21,5	0,414	24,5	2,27	243	102	23	0,932	47,5	51	52,75	116	168,75	
			26	0,382	22,5	2,45	249	112	24,5	0,983	47	49	52,92	120	172,92	
			30,5	0,35	20,5	2,67	260	122	25,5	1,018	46	47,8	53,05	127,5	180,55	
			36,5	0,335	19,5	2,82	271	148	28,5	1,130	48	47	55,69	132,5	188,19	
E _ε	0,105	+40°	3,6	0,49	28,5	1,82	56	13	13	1,327	41,5	72	46,77	131	177,77	
			7,2	0,475	27,5	1,7	60	16	15	1,428	42,5	74,4	63,48	127	190,48	
			12,4	0,506	30	1,55	56	14	14	1,376	44	68,2	71,77	106	177,77	
			17,3	0,585	36	1,31	56	18	18	1,600	59	63,6	94,77	83	177,77	
			21	0,603	37	1,28	56	18	18	1,600	55	64,7	94,77	83	177,77	
			24,4	0,605	37	1,28	56	20	19,5	1,698	56,5	62,8	97,77	80	177,77	
			29	0,59	36	1,31	55	20	20	1,732	56	61,7	93,60	81	174,60	
			35	0,655	41	1,16	55	20	20	1,732	61	58,6	106,60	68	174,60	
			42	0,6	37	1,28	55	18	18	1,600	55	63	93,60	81	174,60	
			50	0,565	34	1,38	54	18	18,5	1,632	52,5	62,2	85,43	86	171,43	
	0,21		3,6	0,61	37,5	1,26	98	19	11	1,235	48,5	63	76,55	79	155,55	
			12,4	0,585	36	1,31	96	22	13	1,327	49	61	72,38	80	152,38	
			21	0,615	38	1,25	96	26	15	1,428	53	59	78,38	74	152,38	
			29	0,59	36	1,31	92	26	16	1,483	52	54,2	75,03	71	146,03	
			42	0,6	37	1,28	88	20	13	1,327	50	56,2	67,69	72	139,69	
	0,32		12,4	0,596	36,5	1,29	138	30	12,5	1,303	49	57	70,25	73,5	143,75	
			21	0,597	36,5	1,29	136	30	12,5	1,303	49	56	69,66	72	141,66	
			29	0,58	35,5	1,32	132	30	13	1,327	48,5	54,5	65,50	72	137,50	
			42	0,63	39	1,21	118	15	7,5	1,091	46,5	53,8	57,91	65	122,91	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F _c	F _T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W _t	W _s	W _c	Observations
E _s (suite)	0,42	+40°	3,6 12,4	0,586 0,59	36 36	1,31 1,31	162 166	21 21	7,5 7,5	1,091 1,091	43,5 43,5	55,6 57,5	55,57 56,75	73 75	128,57 131,75	
			21	0,645	40	1,19	160	27	9,5	1,072	49,5	53,8	62,99	64	126,99	
			29	0,615	38	1,25	150	18	7	1,072	45	53,2	52,55	66,5	119,05	
			42	0,604	37	1,28	153	19	7	1,072	44	53,4	52,93	68,5	121,43	
	0,52		3,6 12,4	0,585 0,58	36 35	1,31 1,34	198 200	21 27	6 8	1,035 1,111	42 43	56 54,4	53,42 55,20	73,5 73	126,92 128,20	
			21	0,615	38	1,25	201	28	8	1,111	46	56,5	57,85	71	128,85	
			29	0,603	37	1,28	186	19	6	1,035	43	53	51,23	68	119,23	
			42	0,60	37	1,28	189	28	8,5	1,130	45,5	51,5	55,15	66	121,15	
	0,58		3,6	0,593	36,5	1,29	216	30	8	1,111	44,5	52,5	56,14	68	124,14	
	0,64		3,6	0,58	35,5	1,32	232	29	7	1,072	42,5	51,5	52,83	68	120,83	
	0,70		3,6	0,56	34	1,38	252	27	6	1,035	40	51,8	48,5	71,5	120	
	0,74		3,6	0,584	35,5	1,32	260	26	6	1,035	41,5	51	50,12	67	117,12	
	0,78		3,6	0,60	37	1,28	268	26	5,5	1,018	42,5	51,5	48,53	66	114,53	
	0,84		3,6	0,61	37	1,28	284	26	5	1	42	50,3	48,21	64,5	112,70	
	0,90		3,6	0,60	37	1,28	306	26	5	1	42	51	48,33	65	113,33	
Ec _u	2/10	0°	30 40 50 60 70 80 90 100 110 120 130	0,219 0,214 0,300 0,267 0,292 0,310 0,445 0,362 0,340 0,300 0,340	120 120 170 15,5 16,5 17,5 24 20 19 17 19	4,50 4,25 3,60 3,87 3,59 3,46 2,70 3,11 3,24 3,57 3,24	241 241 212 212 185 180 168 160 168 190 178	191 191 164 168 160 160 140 134 132 149 149	38,5 38,5 37,75 38,5 40,5 41,75 39,5 40 38 38 39	0,790 0,750 0,775 0,790 0,865 0,890 0,830 0,836 0,785 0,785 0,810	50,5 50,5 54,5 53,5 57 59,25 63,5 60 57 55 58	68 68 75,5 70,5 62,5 62 66,5 60 63 67,5 68	68 68 82 74,5 77,7 82,8 72,2 103,5 79,5 84,5 72	334 337 272 273 224 214 180 187 204 241 220		outil carbure » » » » » » » » » » »

Tableau	a	α	Vitesse	a	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
I _y	0,105	+20°	36,5	0,53	31,5	1,835	67	36	28	1,11	59,5	67,21	89,37	123,33	212,70	
			44	0,475	28	2,021	68	35	27,5	1,09	55,5	64,95	84,61	131,26	215,87	
			52,5	0,465	27,5	2,053	66	34	27,5	1,09	55	62,82	80,55	128,97	209,52	
			62,5	0,445	26	2,155	66	32	26	0,36	52	62,98	73,80	135,72	209,52	
	0,21		30,5	0,515	30,5	1,883	119	57	25,5	1	56	59,28	77,26	111,62	188,88	
			36,5	0,47	28	2,021	115	54	25	1	53	56,73	67,88	114,65	182,53	
			44	0,475	28	2,021	111	38	19	0,81	47	59,70	55,54	120,65	176,19	
			52,5	0,427	25	2,231	115	44	21	0,87	46	57,46	54,34	128,19	182,53	
	0,32		62,5	0,476	28	2,021	119	48	22	0,90	50	61,46	64,67	124,21	188,88	
			30,5	0,53	31,5	1,835	160	55	19	0,81	50,5	58,59	59,16	107,51	166,67	
			36,5	0,428	25	2,231	167	61	20	0,84	45	55,30	50,58	123,37	173,95	
			44	0,426	25	2,231	171	67	21,5	0,88	46,5	55,78	53,68	124,44	178,12	
	0,42		52,5	0,334	19,5	2,815	175	74	23	0,93	42,5	48,81	44,89	137,40	182,29	
			30,5	0,433	25,5	2,000	215	71	18,5	0,79	44	55,83	58,97	111,66	170,63	
			36,5	0,413	24,5	2,273	223	84	20,5	0,85	45	55,36	51,15	125,83	176,98	
			44	0,328	19	2,887	230	92	22	0,90	41	48,48	71,67	110,87	182,54	
	0,065		52,5	0,426	25	2,231	229	85	20,5	0,85	45,5	57,58	53,28	128,46	181,74	
			44	0,643	38	1,605	47	24	27		65	70,31	128,17	112,85	241,02	
			44	0,670	39	1,579	51	26	27		66	61,00	116,18	96,32	212,50	
			44	0,510	30	1,908	73	39	28		58	45,54	65,20	86,89	152,09	
	0,26		44	0,428	25	2,231	140	52	20,5		45,5	56,86	52,64	126,85	179,49	
	0,58		44	0,421	25	2,231	307	112	20		45	56,10	51,28	125,16	176,44	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F _c	F _T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W _i	W _s	W _c	Observations
I _E	0,105	+40°	26	0,722	46	1,071	55	16	16	1,483	62	60,98	109,29			
			30,5	0,747	47,5	1,048	57	19	18,5	1,632	66	89,81	86,83			
			36,5	0,606	37,5	1,259	56	19	19	1,664	56,5	63,49	97,84			
			44	0,578	35	1,341	57	19	18,5	1,632	53,5	65,17	93,56			
			52,5	0,571	34,5	1,359	56	17	17	1,540	51,5	65,62	88,59			
	0,21		26	0,650	40,5	1,180	98	27	15,5	1,455	56	58,68	86,31			
			30,5	0,626	38,5	1,231	99	28	16	1,483	54,5	59,33	84,11			
			36,5	0,562	34	1,378	100	26	14,5	1,402	48,5	60,67	75,13			
			44	0,563	34	1,378	96	23	13,5	1,351	47,5	59,21	70,79			
			52,5	0,588	36	1,306	92	18	11	1,235	47	59,59	68,21			
	0,35		26	0,603	37	1,275	151	26	10	1,192	47	60,20	67,06			
			30,5	0,577	35	1,341	146	24	9,5	1,171	44,5	57,83	61,50			
			36,5	0,574	35	1,341	148	26 → 16	6	1,035	41	61,24	58,83			
			44	0,547	33	1,417	139	26 → 16	6,5	1,054	39,5	56	53,03			
			52,5	0,552	33,5	1,397	141	16	6,5	1,054	40	57,17	54,41			
	0,065 0,8 0,16 0,29 0,52		4,5	0,620	38,5	1,231	43	15	19,5	1,698	58	77,65	124,92			
			4,5	0,644	40	1,192		16	17,5	1,570	57,5	77,08	120,62			
			4,5	0,642	40	1,192	81	19	13	1,327	53	66,75	89,18			
			4,5	0,570	34,5	1,359	125	18	8	1,111	42,5	60,38	61,62			
			4,5	0,564	34	1,378	214	16	4	0,966	38	60,36	54,00			

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
J_a	2/10	0°	3				204	119								arête rapportée
			10				178	103								
			15				174	106								
			20				184	115								
			25				186	133								
			30	0.1695	9.40	6.04	191 → 296	152 → 277	43	0.795 → 0.935	53	69	78	416		
			35	0.1880	10.40	5.50	284	225	38.30	0.790	49.5	73	70.5	402		
			40	0.1960	11.10	5.26	278	227	39.25	0.815	50.5	74	73.3	390		
			45	0.1970	11.10	5.26	284	267	43	0.940	54	73	87.5	384		
			50	0.1880	10.40	5.50	287	276	44	0.960	55	71	86.5	391		
			60	0.1990	11.20	5.19	281	277	44.5	0.985	56	72.5	91.5	376		
J_y	0.105	+20°	4.4	0.463	27.5	2.053	84	46	28.5	1.13	56	78.13	105.79	160.40	266.6	
			52.5	0.376	22	2.510	82	47	30	1.19	52	69.52	86.20	174.49	260.32	
			62.5	0.412	24.5	2.273	78	42	28	1.11	52.5	70.54	86.52	160.34	247.62	
			4.5	0.505	30	1.908	146	62	23	0.93	53	75.75	86.74	144.53	231.75	
			18	0.557	33	1.780	151	81	28	1.11	61	71.41	112.97	127.11	239.68	
			26	0.405	24	2.316	147	76	27.5	1.090	51.5	66.71	78.24	154.50	233.33	
			30.5	0.395	23	2.408	146	70	25.5	1.015	48.5	66.38	72.56	159.84	231.75	
			36.5	0.384	22.5	2.458	140	66	25	1	47.5	63.27	67	155.52	222.22	
			44	0.372	22	2.510	144	74	27	1.072	49	62.94	70.15	157.98	228.57	
			52.5	0.374	22	2.510	144	80	29	1.15	51	61.60	73.88	154.62	228.57	
J_z	0.29	+20°	4.5	0.52	31	1.858	200	90	24	0.97	55	74.02	91.45	137.53	229.88	
			26	0.59	35	1.705	196	96	26	1.036	61	69.55	106.66	118.58	225.29	
			30.5	0.426	25	2.231	191	90	25	1	50	65.63	73.41	146.42	219.54	
			36.5	0.42	24.5	2.273	203	102	26.5	1.050	51	67.93	79.80	154.40	233.33	
			44	0.375	22	2.510	212	130	31.5	1.25	53.5	63.69	83.92	159.86	243.68	
			52.5	0.351	20.5	2.684	216	135	32	1.28	52.5	62.41	81	167.51	248.27	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_o	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_c	W_f	W_s	Observations
J_v (suite)	0,39		26	0,418	27,5	2,053	230	94	22,5	0,91	50	63,41	59,67	130,18	196,53	
		30,5	0,363	23	2,408	242	112	25	1	48	59,77	58,34	143,93	206,84		
		36,5	0,3	17,5	3,128	267	150	29,5	1,17	47	53,91	59,56	168,63	228,20		
		44	0,312	18	3,043	273	162	31	1,23	49	55,34	65,51	168,40	233,33		
		52,5	0,336	19,5	2,815	271	162	31	1,23	50,5	57,50	70,35	161,86	231,62		
			21,5	0,401	23,5	2,361	234	97	22,5	0,91	46	59,98	58,68	141,61	200,00	
J_E	0,105	+40°	4,5	0,51	30	1,556	61	17	15	1,428	45	70,35	84,57	109,46	193,65	
			18	0,545	32,5	1,438	61	22	20	1,732	52,5	67,52	97,01	97,09	193,65	
			26	0,544	32,5	1,438	62	22	19,5	1,698	52	68,98	97,94	99,19	196,82	
			30,5	0,6	37	1,275	59	22	20,5	1,767	57,5	64,79	104,35	82,61	137,30	
			36,5	0,575	35	1,341	61	22	20	1,732	55	68,03	102,35	91,23	193,65	
			44	0,595	36,5	1,290	59	22	20,5	1,767	57	64,89	103,48	83,71	187,30	
			52,5	0,570	34,5	1,359	59	22	20,5	1,767	55	64,98	99,14	88,31	187,30	
			62,5	0,555	33,5	1,397	58	20	19	1,664	52,5	65,43	92,70	91,40	184,13	
			4,5	0,525	31	1,506	106	24	12,5	1,303	43,5	64,16	72,11	96,62	168,25	
			18	0,570	34,5	1,359	106	37	19	1,664	53,5	59,65	87,30	81,06	168,25	
J_E	0,21		26	0,546	33	1,417	112	36	18	1,600	51	64,32	86,32	91,14	177,77	
			30,5	0,558	33,5	1,397	111	37	18,5	1,632	52	63,22	88,32	88,32	176,19	
			36,5	0,542	32,5	1,438	108	33	17	1,540	49,5	62,49	81,49	89,86	171,42	
			44	0,536	32	1,460	106	29	15,5	1,455	47,5	62,68	76,89	91,51	168,25	
			52,5	0,542	32,5	1,438	100	22	12,5	1,303	45	61,79	69,81	88,85	158,73	
			4,5	0,463	27	1,732	167	28	9,5	1,171	36,5	58,84	56,81	101,91	159,04	
			26	0,545	32,5	1,438	169	41	13,5	1,351	46	61,60	72,70	88,58	160,95	
			30,5	0,523	31	1,506	171	44	14,5	1,402	45,5	60,76	71,55	91,50	162,86	
			36,5	0,523	31	1,506	163	34	11,30	1,257	42,5	59,92	65,17	90,23	155,24	
44	0,535	32	1,460	155	26	9,5	1,171	41,5	59,39	60,92	86,71	147,62				
			52,5	0,520	31	1,506	153	22	8,5	1,130	39,5	58,75	57,07	88,48	145,71	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
J_a	0,20	0°	30	0,1695	9,40	6,040	191 → 296	152 → 277	43	0,795 → 0,935	53	69	78	416		
			35	0,1880	10,40	5,500	284	225	38,30	0,790	49,5	73	70,5	402		
			40	0,1960	11,10	5,260	278	227	39,25	0,815	50,5	74	73,3	390		
			45	0,1970	11,10	5,260	284	267	43	0,940	54	73	87,5	384		
			50	0,1880	10,40	5,500	287	276	44	0,960	55	71	86,5	391		
			60	0,1990	11,20	5,190	281	277	44,5	0,985	56	72,5	91,5	376		
L_a	1/10	0°	21,4	0,237	13,5	4,40	96	68	35	0,707	48,5	59	290			
			26,8	0,352	19,5	3,17	88	76	41	0,865	60,5	63,5	201			
			33,4	0,356	19,5	3,18	85	85	45	1,000	64,5	57	182			
			37,4	0,366	20	3,10	88	76	41	0,865	61	63,5	197			
			42,7	0,379	21	2,98	89	75	40	0,840	61	67	200			
			19	0,392	21,5	2,93	163	136	40	0,834	61,5	61	179			
L_β	1/10	+10°	21,4	0,435	23,5	2,73	160	133	39,5	0,830	63	62,5	171			
			24	0,422	23	2,77	164	133	39	0,810	62	64,5	179			
			33,4	0,453	24,5	2,64	154	120	38	0,780	62,5	62	164			
			21,4	0,461	26,5	2,29	74	52	35		61,5	67	154			
			26,8	0,443	25,5	2,377	74	50	34		59,5	64,5	153			
			33,4	0,400	23	2,58	75	50	33,5		56,5	62,5	161			
L_β	2/10		37,4	0,427	24,5	2,45	80	54	34		58,5	71,5	175			
			21,4	0,412	23,5	2,54	148	92	32		55,5	66	168			
			26,8	0,428	24,5	2,45	149	98	33		57,5	65,5	161			
			33,4	0,395	22,5	2,63	150	104	35		57,5	62,5	164			
			37,4	0,404	23	2,58	148	105	35,5		58,5	61,6	159			
			10	0,553	31	2,04	202	124	31,5		62,5	61,2	125			
L_β	0,32		11,5	0,390	22,5	2,63	202	127	32		54,5	55	145			
			13,8	0,394	22,5	2,63	202	127	32		54,5	55	145			
			16,6	0,382	22	2,69	193	136	34,5		56,5	50,6	136			
			20	0,382	22	2,69	193	124	33		55	52,6	142			
			23,6	0,360	21	2,80	200	124	32		53	52,8	147			
			27	0,383	22	2,69	202	118	30,5		52,5	56,5	152			

Tableau	a	α	Vitesse	r	ϕ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
L β (suite)	0,42	+10°	23,6	0,422	24		252	127	27		51					
			27	0,417	24		254	127	26,5		50,5					
				0,530	30	2,09	249	140	29,5		59,5					
			9,8	0,520	29,5	2,12	234	139	31		60,5					
			11,5	0,590	33	1,96	230	140	31,5		64,5					
			13,8	0,426	24,5	2,45	270	146	28,5		53					
			16,6	0,402	23	2,59	258	139	28,5		51,5					
			20	0,590	23	1,96	252	130	27,5		60,5					
L γ	1/10	+20°	26,8	0,494	29,5	1,94	63	36	30		59,5	60,5		117		
			33,4	0,473	28	2,02	62	35	29,5		57,5	61		123		
			37,4	0,480	28,5	1,99	66	36	28		56,5	65,5		130		
			42,7	0,500	30	1,91	70	38	28,5		58,5	70		134		
			48	0,462	27,5	2,05	71	41	30		57,5	67		137		
			53,5	0,485	29	1,96	74	43	30		59	69		135		
			66,6	0,466	28	2,02	75	47	32		60	69		139		
	2/10		37,4	0,483	29	1,96	116	60	27,5		56,5	57,5		113		
			42,7	0,465	27,5	2,05	123	63	27		54,5	61		125		
			53,5	0,496	29,5	1,94	113	51	24,5		54	60		116		
			9,8	0,487	29	1,96	186	86	25		54	60,6		119		
			11,5	0,47	27,5	2,05	188	88	25		52,5	60,3		124		
			13,8	0,495	29,5	1,94	189	90	25,5		55	61,6		120		
			16,6	0,488	29	1,96	184	86	25		54	59,6		117		
			20	0,437	26	2,15	178	80	24,5		50,5	57,4		124		
	0,32		23,6	0,483	28,5	1,99	175	76	23,5		52	58,5		117		
			27	0,470	27,5	2,05	182	90	26,5		54	58		119		
			32,5	0,468	27,5	2,05	186	86	25		52,5	60,4		124		

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F _c	F _T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W _f	W _s	W _c	Observations		
L _γ (suite)	0.42	+30°	11.5	0.428	25.5		240	125	27.5		53							
			13.8	0.525	31		248	118	27.5		58.5							
			16.6	0.500	29.5		229	110	24.5		54							
			20	0.465	27.5		224	100	23.5		51							
			23.6	0.470	28		224	98	23.5		51.5							
			27	0.470	28		224	94	23		51							
LCβ	1/10	+15°	42.7	0.473	27.5	2.143	71	40	29.5		57	89.66	44.53	192.14	236.67		outil carbure	
			53.5	0.453	26.5	2.209	72	45	32		58.5	86.07	49.87	190.13	240		»	
			66.7	0.428	25	2.320	75	52	34.5		59.5	83.17	57.05	192.95	250		»	
			107	0.432	25	2.320	75	49	33		58	84.27	54.49	195.51	250		»	
			165	0.482	28	2.112	67	39	30		58	85.40	42.97	180.36	223.33		»	
	2/10		42.7	0.452	26.5	2.209	137	80	30.5		57	82.97	45.05	183.28	228.33		»	
			53.5	0.473	27.5	2.143	134	78	30		57.5	84.12	43.06	180.27	223.33		»	
			66.7	0.525	30.5	1.975	133	78	30.5		61	91.50	40.95	180.71	221.66		»	
			107	0.477	27.5	2.143	119	64	23		55.5	75.75	36	162.33	198.33		»	
			165	0.478	28	2.112	114	47	22.5		50.5	76.57	48.29	161.71	190		»	
	3/10		42.7	0.478	28	2.112	194	104	28		56	83.61	38.97	176.58	215.55		»	
			53.5	0.508	29.5	2.026	186	89	25.5		55	85.62	33.20	173.47	206.66		»	
			66.7	0.478	28	2.112	173	80	25		53	76.29	31.10	161.12	192.22		»	
			107	0.503	29	2.053	156	68	23.30		52.5	71.72	26.09	147.24	173.33		»	
			165	0.544	31.5	1.928	169	56	18.5		50	86.28	21.42	166.35	187.77		»	
	4/10		42.7	0.483	28	2.112	233	125	28.5		56.5	75.32	35.09	159.07	194.16		»	
			53.5	0.528	30.5	1.975	232	118	27		57.5	81.77	31.84	161.49	193.33		»	
			66.7	0.493	29	1.638	208	90	23.30		54.5	97.10	14.28	159.05	173.33		»	
			107	0.520	30	1.638	201	66	18		48	96.80	8.94	158.56	167.50		»	
			165	0.582	35	1.648	200	64	17.5		52.5	90.98	8.80	149.93	158.73		»	
																		»

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_o	Observations
LC8	1/10	+30°	42,7	0,524	31,5	1,658	80	24	16,5		48				266,67	outil carbure
			53,5	0,505	30,5	1,707	70	25	19,5		50				233,33	»
			66,7	0,482	29	1,787	66	33	26,5		55,5				220	»
			107	0,448	26,5	1,845	65	32	26,5		53				216,67	»
			165	0,504	30,5	1,707	48	24	26,5		57				169	»
Za	2/10	0°	42,7	0,497	30	1,732	120	47	21,5		51,5				200	»
			53,5	0,487	29	1,787	121	48	21,5		50,5				201,67	»
			66,7	0,563	34	1,553	116	47	22		56				193,33	»
			107	0,537	32,5	1,614	116	40	19		51,5				193,33	»
			1,8	0,475	25,5	2,575	55	17	17	0,309	42,5	30,2	13,91	77,76	91,67	
			18	0,645	33	2,185	43	19,5	24,5	0,453	57,5	23,1	21,20	50,47	71,67	
			36	0,665	33,5	2,175	42	15	19,5	0,357	53	24,5	16,71	53,29	70,00	
			56	0,715	35,5	2,115	42	12	16	0,286	51,5	26,3	14,38	55,62	70,00	
			71,5	0,768	37,5	2,07	42	12	16	0,286	53,5	26,3	15,56	54,44	70,00	
			90	0,74	36,5	2,09	41	11	15	0,268	51,5	26,2	13,57	54,76	68,33	
			113	0,80	39	2,03	42	11	14,5	0,262	53,5	27,3	14,58	55,42	70,00	
			143	0,785	38	2,06	42	11	14,5	0,262	52,5	27	14,38	55,62	70,00	
			179	0,80	39	2,03	42	10,5	14	0,25	53	27,2	14,73	55,22	70,00	
			1,8	0,54	28,5	2,38	93	35	20,5	0,376	49	25,8	16,10	61,40	77,50	
			8,9	0,615	31,5	2,24	79	27	19	0,346	50,5	23,1	14,09	51,74	65,83	
6/10	6/10		18	0,666	33,5	2,17	79	24	17	0,304	50,5	24,4	12,88	52,95	65,83	
			36	0,783	38	2,06	75	20	15	0,267	53	24,3	12,44	50,06	62,50	
			56	0,815	39	2,04	77	19	14	0,247	53	25,2	12,76	51,41	64,17	
			7,5	0,832	40	2,02	77	18	13	0,247	53	25,6	12,46	51,71	64,17	
			90	0,832	40	2,02	79	17	12	0,215	52	27,2	10,89	54,94	65,83	
			1,8	0,645	33	2,295	120	42	20,5	0,35	53,5	23,5	12,73	53,93	66,66	
			8,9	0,79	38,5	2,05	113	34	17	0,302	55,5	23	15,63	47,15	62,78	
			18	0,845	40	2,035	108	29,5	15,5	0,273	56,5	22,7	13,81	46,19	60,00	
			36	0,87	41	2,02	109	27	14	0,248	55	23,3	13,48	47,07	60,55	
			56	0,88	41,5	2,03	113	25	12,5	0,221	54	25	12,03	50,75	62,78	
			71,5	0,88	41,5	2,03	110	24	12	0,218	53,5	24,5	11,38	49,73	61,11	
			90	0,91	42,5	2,06	110	23	12	0,219	54	24,9	9,82	51,29	61,11	

Tableau	a	α	Vitesse	r	Φ	γ	F_c	F_T	β'	μ	$\Phi + \beta'$	k	W_f	W_s	W_c	Observations
Z ($-\gamma$)	2/10	-20°	1.8	0.416	19°	3.71	82	54.5	33.5	0.24	52.5	32.45	16.21	120.39	136.6	
			9	0.526	23	3.29	61	42	34.5	0.259	57.5	25.83	16.69	84.98	101.67	
			18	0.571	24	3.22	57	38	33.5	0.24	57.5	24.80	15.14	79.86	95	
			36	0.715	28	3.01	55	34	31.5	0.203	59.5	25.40	17.93	73.74	91.67	
	4/10		71.5	0.8	30.5	2.91	55	30	28.5	0.149	59	27.20	12.52	79.15	91.67	
			90	0.8	30.5	2.91	55	29.5	28	0.140	58.5	27.42	11.88	79.79	91.67	
			1.8	0.571	24	3.22	115	84	36	0.287	60	23.99	18.58	77.25	95.83	
			9	0.678	27.5	3.01	100	62	21.5	0.203	64	28.18	13.56	69.77	83.33	
			18													
			36	0.815	31	2.89	96	51	28	0.14	59	24.16	10.18	69.82	80	
			71.5	0.802	30.5	2.91	95	49	27.5	0.132	58	24.10	9.04	70.13	79.17	
			90	0.625	26	3.08	103	69	34	0.249	60	22.86	15.48	70.41	85.83	
Z ($-\varepsilon$)	2/10		1.8	0.408	14°	5.39	82	96	49.5	0.17	63.5	22.6	14.85	121.81	136.66	
			3.2	0.392	13.5	5.52	86	104	50.5	0.19	64	23	16.37	126.96	143.33	
			5	0.465	15.5	5.06	82	92	48.5	0.15	64	25.2	9.15	127.51	136.66	
			7.1	0.5	16	4.97	77	84	47.5	0.13	63.5	24	9.05	119.28	128.33	
			9	0.512	16.5	4.89	76	84	48	0.14	64.5	23	14.19	112.47	126.66	
			11.3	0.555	17.5	4.74	73	82	48.5	0.15	66	22.5	15.01	106.65	121.66	
			14.3	0.571	18	4.68	73	80	47.5	0.13	63.5	23.1	13.55	108.11	121.66	
			18	0.588	18	4.68	73	75	45.5	0.10	63.5	23.9	9.81	111.85	121.66	
			25	0.588	18	4.68	70	71	45.5	0.10	63.5	23	9.02	107.64	116.66	
			36	0.74	21	4.41	69	70	45.5	0.10	66.5	23.4	11.81	103.19	115	
Z'' α	2/10		4.5	0.444	24	2.63	62	27	23.5	0.435	47.5	30.98	21.85	81.48	103.33	Refroidi par l'acétone à -78°C
			9	0.5	26.5	2.50	55	25	24.5	0.455	51	27.83	22.10	69.57	91.67	à -78°C
			11	0.51	27	2.47	51	23	24.5	0.45	51.5	26.28	20.09	64.91	85	»
			18	0.555	29	2.35	55	21	21	0.38	50	30.22	20.65	71.02	91.67	»
	4/10		4.5	0.52	27.5	2.44	107	43	22	0.4	49.5	28.51	19.61	69.56	89.17	»
			9	0.615	31.5	2.24	90	34	21	0.38	52.5	25.49	17.90	57.10	75	»
			18	0.7	35	2.13	77	25	18	0.325	53	23.22	14.71	49.46	64.17	»
																»

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté :

Influence de l'état physico-chimique de surface
sur certaines propriétés massiques des métaux.

Vu et approuvé :

Paris, le 12 juin 1955.

Le Doyen de la Faculté des Sciences,

J. PERES.

Vu et permis d'imprimer :

Le Recteur de l'Académie de Paris,

Jean SARRAILH.

EDITÉ PAR LE
CENTRE DE DOCUMENTATION SIDERURGIQUE
(C.D.S.)

6, Rue de Lota, PARIS (16^e)

Tél. : PAS. 26-61
